

**UNIVERSIDAD COMPLUTENSE DE MADRID**  
**FACULTAD DE CIENCIAS QUÍMICAS**  
**DEPARTAMENTO DE CIENCIA DE LOS MATERIALES**  
**E INGENIERÍA METALÚRGICA**



**TESIS DOCTORAL**

**Estudio mediante simulación numérica de unión  
heterogénea acero de alta resistencia-metal duro  
aplicando soldadura fuerte**

MEMORIA PARA OPTAR AL GRADO DE DOCTORA

PRESENTADA POR

**Marta Gómez Vacas**

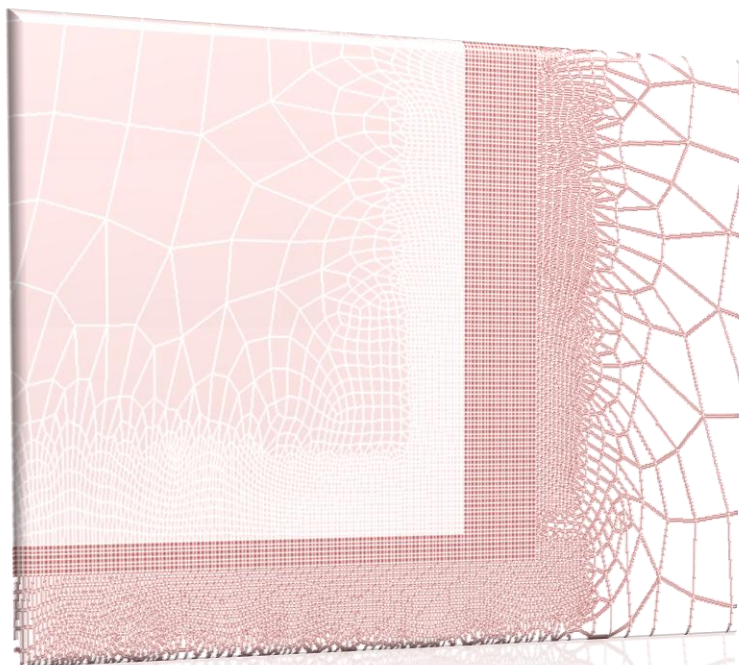
DIRECTORES

**María Isabel Barrena Pérez**  
**José María Gómez de Salazar y Caso de los Cobos**

Madrid, 2017

Tesis Doctoral

# **ESTUDIO MEDIANTE SIMULACIÓN NUMÉRICA DE UNIÓN HETEROGÉNEA ACERO DE ALTA RESISTENCIA/METAL DURO APLICANDO SOLDADURA FUERTE**



**MARTA GÓMEZ VACAS**

**Directores**

**María Isabel Barrena Pérez, José María Gómez de Salazar y Caso de los Cobos**



**UNIVERSIDAD  
COMPLUTENSE  
MADRID 2015**

**Departamento**

**Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica**

**Facultad de Ciencias Químicas**

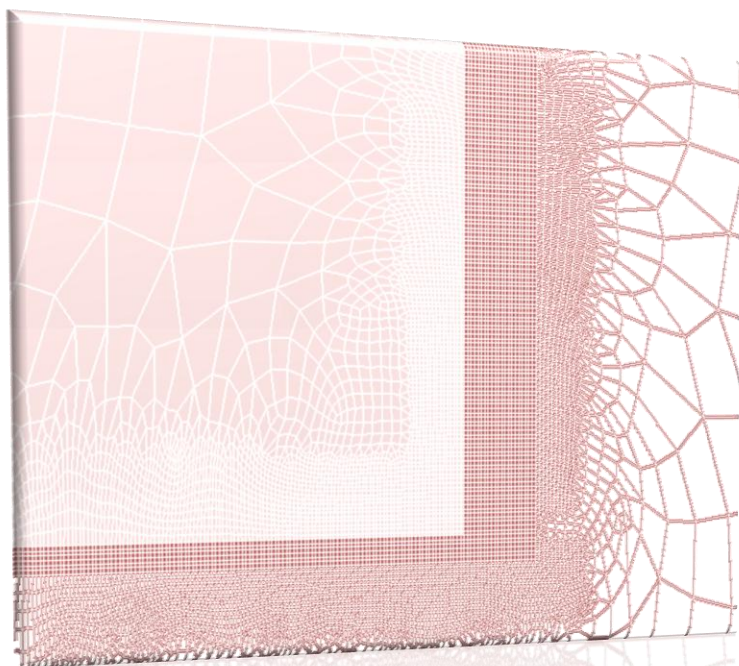
Desde que Hibbit y Marcal (1974) dieron el primer paso al aplicar un análisis por elementos finitos para predecir las tensiones residuales generadas en un conjunto soldado, las publicaciones sobre modelación mediante MEF de soldaduras se han ido multiplicando en las sucesivas décadas.

Aunque se cuenta en la actualidad con códigos especializados en modelar estos procesos, existen códigos de uso general que constituyen una potente herramienta para tales efectos y cuyo empleo en los últimos años ha sido reflejado por múltiples autores. El caso del código ANSYS, que apareció en el mercado en 1971, es uno de los más versátiles y, a pesar de no ser un código especializado, es en la actualidad uno de los más empleados en el modelado de tensiones y deformaciones de soldadura.

Sin duda, la utilización de modelos numéricos en el estudio de los procesos de soldeo es de gran valor, dado que facilita estudiar las condiciones más óptimas para el proceso, reduciendo costes experimentales e innovando al permitir afinar las variables que minimizan la probabilidad de fallo de materiales y uniones. Esto hace de la simulación la base del desarrollo de nuevos productos y un campo de grandes posibilidades en el que se requiere seguir avanzando en aras de alcanzar la mayor exactitud en la descripción de los sistemas y resolver, a bajo coste, importantes problemas de la industria.

Tesis Doctoral

**ESTUDIO MEDIANTE SIMULACIÓN NUMÉRICA DE UNIÓN  
HETEROGÉNEA ACERO DE ALTA RESISTENCIA/METAL DURO  
APLICANDO SOLDADURA FUERTE**



**MARTA GÓMEZ VACAS**

**Directores**

**María Isabel Barrena Pérez, José María Gómez de Salazar y Caso de los Cobos**



**UNIVERSIDAD  
COMPLUTENSE  
MADRID 2015**

**Departamento**

**Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica**

**Facultad de Ciencias Químicas**





Dña. **María Isabel Barrena Pérez**, Profesora Titular del Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica de la Facultad de Ciencias Químicas de la Universidad Complutense de Madrid  
y

D. **José María Gómez de Salazar y Caso de los Cobos**, Catedrático del Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica de la Facultad de Ciencias Químicas de la Universidad Complutense de Madrid,

Certifican:

Que **Dña. Marta Gómez Vacas**, Ingeniera de Materiales y Licenciada en Ciencias Químicas, ha realizado bajo su dirección, en el Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica de la Facultad de Ciencias Químicas de la Universidad Complutense de Madrid, el trabajo que con título “Estudio Mediante Simulación Numérica de Unión Heterogénea Acero de Alta Resistencia/Metal Duro Aplicando Soldadura Fuerte” constituye su memoria para optar al grado de Doctor en Ciencias Químicas, reuniendo a su juicio las condiciones necesarias para ser presentada y juzgada por el Tribunal correspondiente.

Y, para que así conste a los efectos oportunos, lo firman en Madrid, a 6 de noviembre de dos mil quince.

Fdo: **Dr. D. J. M. Gómez de Salazar**

Fdo: **Dra. M. I. Barrena Pérez**



*A Ella.*

*A Jose.*

*... quizá la clave sea esforzarse en frenar el paso voluble del tiempo,  
fijando, por cada aliento y cada paso, el ritmo de pensamiento a los  
instantes...*

*Rolling along till the end.*



## Agradecimientos

---

Mi sincero agradecimiento a la Dra. Barrena y al Dr. Gómez de Salazar, por su constante seguimiento, su profesionalidad, sus consejos y su paciencia en estos seis años. Sin su perseverancia estoy segura de que no hubiera logrado este proyecto.

Agradecimientos a mi amigo de Bendorf, por su colaboración indispensable en los inicios; y a la Dra. Barquero, por estar siempre a mi lado echándome cables desde tan lejos.

Y agradecimientos a Jose, por su ilusión y su apoyo, en este y todos los proyectos y sueños que nos acompañan desde hace tantos años.









## INDICE

<b>Tablas de contenido</b>	<b>1</b>
Listado de Ilustraciones	3
Listado de Tablas	9
Listado de Abreviaturas	10
<b>0. JUSTIFICACIÓN Y OBJETIVOS</b>	<b>13</b>
<b>1. INTRODUCCIÓN TEÓRICA</b>	<b>19</b>
<b>1.1. MATERIALES</b>	<b>19</b>
1.1.1. Acero para herramientas	19
1.1.2. Metal duro	21
<b>1.2. TECNOLOGÍAS DE UNIÓN</b>	<b>25</b>
1.2.1. Tipos de soldeo	25
1.2.2. Soldeo fuerte (brazing)	27
1.2.2.1. Principios básicos de la soldadura fuerte	28
1.2.2.2. Metal de aporte y fundente	31
1.2.2.3. Metalurgia de la unión	33
1.2.2.4. Diseños de unión empleados en soldadura fuerte	35
1.2.2.5. Principales técnicas de aplicación de soldadura fuerte	36
1.2.3. Tensiones residuales generadas durante el enfriamiento en procesos de soldadura fuerte	39
<b>1.3. MODELACIÓN POR ELEMENTOS FINITOS</b>	<b>41</b>
1.3.1. Formulación general	41
1.3.2. Fundamento matemático del análisis térmico	42
1.3.3. Fundamento matemático del análisis estructural	43
1.3.4. Tipos de elementos	44
1.3.5. Estados de esfuerzo o deformación planos	46
1.3.6. Tipos de análisis	47
1.3.7. Criterios de convergencia	48
<b>1.4. ESTADO DEL ARTE DE LA SIMULACIÓN EN PROCESOS DE SOLDEO</b>	<b>51</b>
1.4.1. Análisis de resultados bibliográficos	51

1.4.1.1. Estudios sobre la propia simulación	51
1.4.1.2. Estudios sobre optimización de la soldadura	55
1.4.2. Conclusiones de los antecedentes bibliográficos	58
<b>2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL</b>	<b>63</b>
<hr/>	
<b>2.1. MATERIALES DE PARTIDA</b>	<b>63</b>
2.1.1. Acero 90MnCrV8	63
2.1.2. Metal duro	65
2.1.3. Metal de aporte	65
2.1.4. Material decapante (fundente)	66
<b>2.2. TÉCNICA DE SIMULACIÓN POR ELEMENTOS FINITOS. PLANIFICACIÓN DEL ANÁLISIS ANSYS</b>	<b>67</b>
2.2.1. Geometrías y Modelado	68
2.2.2. Tipo de elemento	69
2.2.3. Tipo de análisis	70
2.2.4. Propiedades de los materiales	71
2.2.5. Condiciones de contorno y cargas para el análisis térmico	75
2.2.6. Condiciones de contorno y cargas para el análisis estructural	76
2.2.7. Convergencia del mallado	77
<b>2.3. DESARROLLO EXPERIMENTAL</b>	<b>81</b>
2.3.1. Ensayos previos	81
2.3.1.1. Ensayos de mojabilidad y reacción Acero-Metal de aporte	81
2.3.1.2. Ensayos de soldadura Acero/Metal duro en horno convencional	82
2.3.2. Ensayos de soldadura Acero/WC-Co en horno de inducción	83
2.3.2.1. Equipo	83
2.3.2.2. Procedimiento	84
2.3.3. Caracterización microestructural	85
2.3.4. Caracterización mecánica	86
<b>3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN</b>	<b>93</b>
<hr/>	
<b>3.1. MATERIALES DE PARTIDA</b>	<b>93</b>
3.1.1. Caracterización microestructural del acero mediante MO y SEM-EDX	93
3.1.2. Caracterización microestructural del carburo de wolframio mediante MO y SEM-EDX	100

3.1.3. Caracterización microestructural del material de aporte mediante MO y SEM-EDX	101
<b>3.2. TÉCNICAS DE SIMULACIÓN PARA UNIONES SOLDADAS.</b>	<b>105</b>
3.2.1. Construcción del modelo para el análisis mediante ANSYS	105
3.2.1.1 Estudio de enfriamiento por convección	105
3.2.1.2. Estudio de convergencia del mallado	106
3.2.2. Simulación numérica para condiciones experimentales ( $T_{ref}$ 1148 K y 0.7 mm de gap)	111
3.2.2.1. Desplazamientos en la geometría	111
3.2.2.2. Deformaciones elásticas	112
3.2.2.3. Deformaciones plásticas	116
3.2.2.4. Flujo térmico producido durante el enfriamiento	117
3.2.2.5. Gradiente térmico	118
3.2.2.6. Análisis cualitativo de tensiones residuales	119
3.2.2.7. Análisis de tensiones longitudinales a la unión, zona A y B	122
3.2.2.8. Análisis de tensiones en el codo externo de la unión, zona C	126
3.2.2.9. Análisis de tensiones en el codo interno de la unión, zona D	130
3.2.2.10. Resultados a destacar de la simulación para $T_{ref}$ 1148 K y gap 0.7 mm	135
3.2.3. Simulación numérica: estudio para diferentes temperaturas	139
3.2.3.1. Análisis de deformaciones y tensiones máximas obtenidas.	139
3.2.3.2. Estudio de la interfase carburo/aporte en la base de la unión, zona A	142
3.2.3.3. Estudio de la interfase carburo/aporte en la zona lateral de la unión, zona B	144
3.2.3.4. Estudio de la interfase carburo/aporte en la superficie de la unión, zona C	145
3.2.3.5. Estudio de la interfase carburo/aporte en el codo interno, zona D	148
3.2.4. Simulación numérica: estudio para diferente gap de unión	151
3.2.4.1. Análisis de deformaciones y tensiones máximas obtenidas	151
3.2.4.2. Estudio de la interfase carburo/aporte en la base de la unión, zona A	157
3.2.4.3. Estudio de la interfase carburo/aporte en la zona lateral de la unión, zona B	158
3.2.4.4. Estudio de la interfase carburo/aporte en la superficie de la unión, zona C	159
<b>3.3. DISCUSIÓN DE RESULTADOS EXPERIMENTALES</b>	<b>163</b>
3.3.1. Ensayos previos	163
3.3.1.1. Mojabilidad acero/metal de aporte	163
3.3.1.2. Soldaduras acero/aporte/WC-Co en horno convencional	164
3.3.2. Ensayos de soldadura acero/WC-Co en horno de inducción	172
3.3.3. Ensayos mecánicos	180
3.3.3.1. Ensayos de Dureza	180
3.3.3.2. Ensayos de Cizalla	181



<b>3.4. VALIDACIÓN DE RESULTADOS DE SIMULACIÓN</b>	<b>185</b>
3.4.1. Validación del modelo asumido	185
3.4.2. Correlación entre experimentos y cálculos	185
3.4.3. Validación del MEF como herramienta predictiva	187
<b>4. CONCLUSIÓN</b>	<b>191</b>
<hr/>	
<b>5. BIBLIOGRAFÍA</b>	<b>197</b>
<hr/>	
<b>Anexo I. Pasos del simulador ANSYS 9.0</b>	<b>209</b>
<b>Anexo II. Resumen</b>	<b>223</b>
<b>Anexo III. Summary</b>	<b>229</b>

## Tablas de contenido

---



**Listado de ilustraciones.**

Figura 1	Diagrama Fe – C.	20
Figura 2	Variación de la dureza en función del tamaño de grano.	22
Figura 3	Sección vertical del diagrama de fases W-Co-C entre WC estequiométrico y Co.	24
Figura 4	Mojabilidad de la gota sobre una superficie plana.	29
Figura 5	(A) Técnicas de aplicación del metal de aporte en forma de alambre. (B) Situación del metal de aporte antes y después de soldar.	32
Figura 6	Disposición de metal de aporte en forma de láminas.	32
Figura 7	Influencia de la distancia de unión en la resistencia mecánica desarrollada por la junta por soldadura fuerte.	34
Figura 8	Configuración de esfuerzos cuando una capa de material de aporte se encuentra entre dos cilindros de material duro bajo tracción. (b) Distribución de esfuerzos en un elemento de volumen del metal de aporte.	35
Figura 9	Diseño de uniones más utilizadas en el soldeo fuerte y blando.	36
Figura 10	Dibujo esquemático de la formación de tensiones residuales tras el enfriamiento para una unión a tope plana. (a) Estado inicial, libre de tensiones; (b) Tras enfriamiento; (c) Tensiones residuales.	40
Figura 11	Estado general de carga.	47
Figura 12	Estado de esfuerzo plano.	47
Figura 13	Forma de solución del método de los elementos finitos.	48
Figura 14	Diagrama TTT del acero 90MnCrV8.	64
Figura 15	Imagen SEM de la microestructura del acero 90MnCrV8.	64
Figura 16	Imagen SEM de la microestructura del WC-Co.	65
Figura 17	Geometría del modelo empleado en simulación.	68
Figura 18	Elemento PLANE.	70
Figura 19	Conductividad térmica, en función de la temperatura, de un acero de bajo contenido de carbono y baja aleación.	72
Figura 20	Calor específico, en función de la temperatura, de un acero de bajo contenido de carbono y baja aleación.	72
Figura 21	Efecto de la temperatura en el límite elástico del acero 90MnCrV8.	73
Figura 22	Estimación del módulo de Young, en función de la temperatura, para el acero 90CrMnV8.	73
Figura 23	Límite elástico, en función de la temperatura, para el WC-Co con tamaño de grano 1µm.	74
Figura 24	Cargas y restricciones aplicadas al modelo.	77
Figura 25	Dispositivo para ensayo de mojabilidad acero/aporte/acero.	81
Figura 26	Piezas del ensayo de soldadura en horno.	82
Figura 27	Esquema del horno de inducción utilizado.	83
Figura 28	Horno de Inducción empleado.	84
Figura 29	Imágenes del proceso de soldadura en Horno de Inducción.	85



Figura 30	Equipo para la realización de ensayos de cizalla.	86
Figura 31	Útil empleado en los ensayos de cizalla.	87
Figura 32	(a) Probetas utilizadas en el estudio mecánico. (b) Disposición de las probetas.	87
Figura 33	Vista esquema de las probetas seccionadas para el ensayo de cizalla.	88
Figura 34	Imagen de la probeta seccionada para el ensayo de cizalla.	88
Figura 35	Disposición de las probetas seccionadas en el ensayo de cizalla.	88
Figura 36	Equipo de ensayo de dureza.	89
Figura 37	Superficie de las probetas empleadas en ensayos de dureza.	89
Figura 38	90MnCrV8, Acero indeformable al Mn. Ataque con cloruro férrico. Carburos globulares y laminares en matriz ferrítica.	93
Figura 39	Material base. Análisis EDX de a) matriz ferrítica, b) carburos globulares, c) carburos laminares.	94
Figura 40	90MnCrV8. Recocido 1 hora a 850 °C y enfriado en horno. Carburos globulares en matriz perlítica.	95
Figura 41	Acero Recocido a 850°C y enfriado en horno. Análisis EDX de (a) carburos globulares y (b) carburos laminares.	96
Figura 42	Acero Recocido 1 hora a 850 °C y normalizado. Carburos globulares en matriz bainítica.	97
Figura 43	Acero Solubilizado 30 minutos a 800 °C y templado en aceite. Carburos globulares en matriz martensítica. Análisis EDX de a) Carburos b) matriz ferrítico- martensítica.	98
Figura 44	90MnCrV8. Solubilizado 30 minutos a 800 °C, templado y revenido 2 horas a 150 °C. Carburos en matriz ferrítica.	99
Figura 45	90MnCrV8. Solubilizado 30 minutos a 800 °C, templado y revenido 2 horas a 200 °C. Carburos en matriz ferrítica.	99
Figura 46	90MnCrV8. Solubilizado 30 minutos a 800 °C, templado y revenido 2 horas a 250 °C. Carburos en matriz ferrítica.	99
Figura 47	Imagen SEM del Carburo de wolframio.	100
Figura 48	Imagen SEM a mayores aumentos del Carburo de wolframio.	100
Figura 49	Imagen EDX WC-Co.	101
Figura 50	Imagen SEM del metal de aporte. Recocido 15 minutos a 750 °C. Análisis EDX (a) matriz eutéctica binaria, (b) zonas claras eutéctico ternario, (c) zona oscura.	102
Figura 51	Sección Isoterma a 350 °C del diagrama de Fases Ternario Ag-Cu-Zn.	103
Figura 52	(a) Mapa de solución nodal para el estado de enfriamiento en el substep 27 de la simulación desde 1148 K (875 °C) y 3000W/m <sup>2</sup> K. Solución nodal final para tiempo de 50 s. (b).- Curva de enfriamiento, T(K) vs t(s), para el nodo 9800 del interior de la pieza sobre el cordón de soldadura.	106
Figura 53	Mapa de tensiones generadas, $\sigma_{xx}$ (SX) y $\sigma_{yy}$ (SY), en la región de soldadura para mallados a (a) 800 y (b) 11000 elementos.	107

Figura 54	Evolución de tensiones máximas con la temperatura de referencia, para diferentes mallados. Simulaciones realizadas para piezas con diseño 0.7 mm de unión lateral. Valores máximos, positivos y negativos, de tensión residual (a) $\sigma_{xx}$ (SX), (b) $\sigma_{yy}$ (SY) y (c) $\tau_{xy}$ (SXY).	109
Figura 55	Valores máximos de tensión obtenidos para el estudio de piezas con diseño 0.25 mm de gap y 1148 K (875 °C) de temperatura brazing contrastadas con diferentes refinamientos de malla.	110
Figura 56	Desplazamientos térmicos en (a) X, (b) Y, y (c) suma, generados en la pieza a 1148 K (875 °C) / 0.7 mm de gap.	111
Figura 57	Imagen escalada de la pieza deformada tras enfriamiento y perfil inicial de la pieza.	112
Figura 58	Detalle de la superficie de la unión del aporte con el carburo.	112
Figura 59	Deformaciones elásticas en la zona de soldadura: (a) en dirección X, (b) en dirección Y, (c) en XY. Imágenes para ensayos a 23000 elementos y $T_{ref}$ 1148 K (875 °C), 0.7 mm de gap.	113
Figura 60	Deformaciones plásticas producidas en la zona de soldadura: (a) en dirección X, (b) en dirección Y, (c) en XY. Imágenes para ensayos a 23000 elementos y $T_{ref}$ 1148 K (875 °C), 0.7 mm de gap.	116
Figura 61	Flujo térmico producido en (a) dirección X y (b) dirección Y. Imágenes para ensayos a 23000 elementos y $T_{ref}$ 1148 K (875 °C), 0.7 mm de gap.	117
Figura 62	Vector suma del flujo térmico producido en la superficie de la junta de unión. Imágenes para ensayos a 23000 elementos y $T_{ref}$ 1148 K (875 °C), 0.7 mm de gap.	118
Figura 63	Gradiente térmico producido, (a) en dirección X, (b) en dirección Y. Imágenes para ensayos a 23000 elementos y $T_{ref}$ 1148 K (875 °C), 0.7 mm de gap.	119
Figura 64	Mapa de tensiones residuales y valores máximos (a) en dirección X ( $\sigma_{xx}$ ), (b) dirección Y ( $\sigma_{yy}$ ) y (c) a cortadura ( $\tau_{xy}$ ), con detalle de los codos de unión. Simulación a 1148 K (875 °C) y de espesor lateral 0.7 mm.	120
Figura 65	Camino sobre los que se realiza la lectura de tensiones residuales nodales.	121
Figura 66	Tensión $\sigma_{xx}$ (Pa) a lo largo de P1.	122
Figura 67	Perfil de tensión $\sigma_{xx}$ en P1 en torno a la unión.	123
Figura 68	Perfil de tensión $\sigma_{xx}$ en la interfase aporte/cermet, sobre P2.	124
Figura 69	Perfil de tensión $\sigma_{yy}$ (Pa) a lo largo de P3.	125
Figura 70	Perfil de tensión $\sigma_{yy}$ en la interfase cermet/aporte, sobre una fracción de P3. (+0.05 mm en torno a la unión).	125
Figura 71	Detalle de la unión carburo/aporte en el codo externo de la unión: tensiones generadas y sus valores máximos. (a) $\sigma_{xx}$ , (b) $\sigma_{yy}$ y (c) $\tau_{xy}$ .	126
Figura 72	Perfil de tensiones $\sigma_{xx}$ , $\sigma_{yy}$ y $\tau_{xy}$ (Pa) generadas a lo largo de P4.	126





Figura 73	Perfil de tensiones $\sigma_{xx}$ : (a) a lo largo de P4, (b) detalle de la interfase cermet/aporte.	127
Figura 74	Tensiones $\sigma_{yy}$ a lo largo de P4: (a) Perfil de unión. (b) Detalle interfase carburo/aporte.	129
Figura 75	Tensiones $\tau_{xy}$ a lo largo de P4: (a) Perfil de unión carburo/aporte/acero, (b) Detalle tensiones en interfase carburo/aporte.	130
Figura 76	Detalle del mapa de tensiones residuales generadas en el codo interno de la pieza (a) $\sigma_{xx}$ , (b) $\sigma_{yy}$ y (c) $\tau_{xy}$ , y (d) camino P5 y P6 con nodo 8413.	130
Figura 77	Perfil de tensiones en el codo interno de la unión soldada, desde el carburo hasta el acero a través de P5.	131
Figura 78	Gráfica de tensiones proporcionada por el simulador a lo largo de la trayectoria P6.	132
Figura 79	Lectura de tensiones $\tau_{xy}$ en la región del acero a lo largo de P6.	132
Figura 80	Variación $T$ (K) vs $t$ (s) experimentada por el nodo 8413 del acero, 1148 K	134
Figura 81	Mapa de tensiones normales (a. $\sigma_{xx}$ y b. $\sigma_{yy}$ ) generadas en el enfriamiento desde la temperatura mínima y máxima de simulación. Detalle del codo interno y externo de la unión.	140
Figura 82	Evolución de los máximos de tensión residual con la temperatura de soldeo.	141
Figura 83	Efecto de la temperatura en las tensiones residuales $\sigma_{xx}$ (SX) sobre la zona A.	142
Figura 84	Influencia de la temperatura en el perfil de tensiones longitudinales $\sigma_{xx}$ de la interfase cermet/aporte de la zona A.	143
Figura 85	Efecto de la temperatura en el perfil de tensiones residuales $\sigma_{yy}$ de la zona lateral de soldadura.	145
Figura 86	Efecto de la temperatura en las tensiones residuales en la interfase WC/aporte de la zona externa de soldadura. (a) $\sigma_{xx}$ , (b) $\sigma_{yy}$ , (c) $\tau_{xy}$ .	146
Figura 87	Tensiones a lo largo de P6, sobre elementos del acero para ensayo a 1058 K.	148
Figura 88	Distribución de tensión a cortadura en P6, región de la interfase del acero bajo el codo interior de la unión, para diferentes temperaturas brazing: 1058 K, 1098 K y 1148 K.	149
Figura 89	Mapa de deformaciones elásticas en dirección X, en Y, y en XY, provocadas para gap de (a) 0.25 mm y (b) 1.15 mm, a 1148 K.	152
Figura 90	Mapa de deformaciones plásticas a cizalla, en dirección XY, provocadas para gap de (a) 0.25 y (b) 1.15 mm, a 1148 K.	153
Figura 91	Influencia del gap de unión lateral en los valores máximos de tensión residual, $\sigma_{xx}$ (SX), $\sigma_{yy}$ (SY) y $\tau_{xy}$ (SXY). Ampliación de gráfica para tensiones negativas.	155
Figura 92	Influencia del gap de unión lateral en las tensiones $\sigma_{xx}$ (Pa) sobre la unión en el interior de la pieza, a lo largo de P1. Simulaciones a 1148 K.	157

Figura 93	Influencia del gap de unión lateral en las tensiones $\sigma_{yy}$ (Pa) sobre la unión lateral de la pieza, a lo largo de P3. (a) Unión carburo/aporte/acero, (b) Interfase carburo/aporte.	158
Figura 94	Tensión $\sigma_{yy}$ (Pa) vs Posición x(m). Detalle de la influencia del gap lateral en las tensiones $\sigma_{yy}$ en torno a la interfase carburo-aporte en P3. (a) Carburo; (b) Aporte.	159
Figura 95	Influencia del gap lateral en las tensiones $\sigma_{yy}$ máximas generadas sobre los materiales en torno a la interfase carburo / aporte. (a) Carburo; (b) Aporte.	159
Figura 96	Influencia del gap de unión lateral en las tensiones de la interfase de unión carburo/aporte en el codo externo de la soldadura, sobre P4. (a) $\sigma_{xx}$ , (b) $\sigma_{yy}$ y (c) $\tau_{xy}$ , con detalle.	160
Figura 97	Muestra de ensayos de gota acero/metal de aporte a 800 °C.	163
Figura 98	Ensayos de mojabilidad acero/aporte/acero (a) 775 °C, 10 minutos (b) 800 °C, 10 minutos.	164
Figura 99	Extensión del material de aporte en la junta a 750°C-15minutos (a) Intercara Acero/aporte/WC-Co, (b) Poros en la intercara WC-Co/Aporte, y a 800°C-10minutos, (c) Intercara Acero/aporte/WC-Co y ángulo de mojado para gap 0.2 mm.	164
Figura 100	Intercaras de las uniones Acero/Aporte/WC-Co (a) 750 °C, (b) 800 °C, (c) 850 °C.	165
Figura 101	Imagen SEM de la zona de reacción acero/aporte (a) 750 °C, (b) 800 °C (c) 850 °C.	167
Figura 102	Detalle SEM de la zona de reacción acero/aporte a 750 °C. Análisis EDX.	168
Figura 103	Detalle SEM de la zona de reacción acero/aporte a 800 °C. Análisis EDX.	169
Figura 104	Microestructura acero recocido 750 °C.	169
Figura 105	Imagen SEM de la zona de la interfase aporte/WC-Co (750°C). Análisis EDX (a) Aporte, (b) Metal duro.	170
Figura 106	Imagen SEM de la zona de la interfase aporte/WC-Co (850 °C) y detalle. Análisis EDX (a) Aporte, (b) Metal duro.	171
Figura 107	Imagen SEM de las zonas de unión (codo interno). (a) 750 °C, (b) 800 °C, (c) 875 °C.	172
Figura 108	Menisco observado tras soldadura bajo condiciones de (a) Falta de llenado, y (b) Llenado completo.	173
Figura 109	Imagen SEM del metal de aporte (a) 775 °C, (b) 875 °C.	174
Figura 110	Detalle de la intercara aporte/acero 750 °C. Análisis cualitativos a lo largo de la línea marcada en la imagen SEM	175
Figura 111	Imagen SEM de la intercara acero/aporte (A) 750° (B) 800° (C) 825° y (D) 875 °C (Degradación de la intercara).	175
Figura 112	Análisis EDX de las zonas de la intercara acero/aporte tras ciclo de soldadura a 800° C, mostradas en la figura 111B; (a) zona blanca, (b) zona negra, (c) zona gris.	176



Figura 113	Análisis EDX de las zonas de la intercara acero/aporte tras ciclo de soldadura a 825 °C mostradas en la figura 111C, (a) zona blanca, (b) zona negra (c) zona gris.	177
Figura 114	Imagen SEM de la intercara WC-Co/aporte: (a) 750 °C, (b) 775 °C, (c) 800 °C, (d) 875° C.	178
Figura 115	Imagen SEM de la intercara WC-CO/aporte. Análisis EDX de las zonas a) fase primaria (Cu), b) metal duro, c) claras, d) rayadas.	179
Figura 116	Perfil de dureza en la junta de unión. (Acero/aporte/WC-Co).	180
Figura 117	Gráfica tensión-deformación, ensayo probeta soldada a 800 °C.	181
Figura 118	Curvas esfuerzo-Deformación. Imágenes del programa informático de ensayos de cizalla: (a) 775 °C, (b) 825 °C, (c) 850 °C, (d) 875°C.	182
Figura 119	Imagen de superficies de fractura: (a) Dúctil, (b) Frágil.	182
Figura 120	Gráfica $\sigma$ máx. a rotura vs temperatura de soldeo.	183

**Listado de Tablas.**

Tabla 1	Tipos de elementos para análisis térmicos en ANSYS.	45
Tabla 2	Correlación entre elementos para análisis térmico y de esfuerzos inducidos.	46
Tabla 3	Composición química del acero UNE 90MnCrV8/AISI O1.	63
Tabla 4	Composición del metal de aporte.	66
Tabla 5	Coeficiente de corrección $K_{E,T}$ .	73
Tabla 6	Unidades usadas en computación. Datos a temperatura ambiente.	74
Tabla 7	Unidades usadas en computación. Propiedades termo-dependientes.	75
Tabla 8	Valores de convección tabulados.	76
Tabla 9	Composición de la probeta WC-Co.	101
Tabla 10	Condiciones de convección/tiempo ensayadas para $T_{ref}$ 1148 K y diseño de gap 0.7 mm.	105
Tabla 11	Estudio de la deformación plástica del acero.	134
Tabla 12	Comparativa de desplazamiento térmico máximo producido a diferente temperatura.	139
Tabla 13	Valores máximos de tensión residual, y su localización, para diferentes temperaturas.	141
Tabla 14	Límite elástico del acero 90MnCrMo para diferente temperatura.	149
Tabla 15	Resultados obtenidos para el estudio de tensiones-deformaciones plásticas del acero.	150
Tabla 16	Comparativa de desplazamiento térmico máximo producido para diferente gap de unión.	151
Tabla 17	Valores de deformación elástica y plástica producida para diferente gap de unión, 1148 K.	152
Tabla 18	Valores máximos de tensión residual para diferente gap de unión lateral.	155

**Listado de Abreviaturas.**

AISI: Instituto Americano de Hierro y Acero.

AWS: Asociación Americana de Soldadura.

EBW: Soldadura por haz de electrones (*Electrón beam welding*).

ESW: Soldadura por electroescoria (*Electroslag welding*).

EDX: Energía dispersa de rayos-X (*Energy Dispersive X-ray*)

FCAW: Soldadura con hilos tubulares ( *Flux cored arc welding*), también conocida como soldadura TIG con núcleo fundente.

GMAW: Soldadura con gas protector con electrodo consumible (*Gas-metal arc welding*).

GTAW: Soldadura con gas protector con electrodo no consumible (*Gas-tungsten arc welding*), también denominado TIG.

LBW: Soldadura láser (*Laser beam welding*).

MEF: Método de Elementos Finitos.

MIG/MAG: gas metal inerte/gas metal activo.

MN: Mínimo valor.

MO: Microscopia Óptica.

MX: Máximo valor.

OAW: Soldadura oxigas.

PAW: Soldadura por arco de plasma (*Plasma arc welding*).

SAW: Soldadura por arco sumergido (*Submerged arc welding*).

SEM: Microscopia Electrónica de Barrido.

S-L: Sólido-líquido.

SMAW: Soldadura con electrodo revestido (*Shield metal arc welding*).

TLP: Fase líquida transitoria.

T<sub>ref</sub>: Temperatura de referencia para la simulación, temperatura máxima de soldeo en procesos de enfriamiento.

TTT: Temperatura, tiempo, transformación.

UNE: Una norma española.

## **o. JUSTIFICACIÓN Y OBJETIVOS**

---





## 0. JUSTIFICACIÓN Y OBJETIVOS

Los avances tecnológicos han revelado la necesidad de emplear materiales de diferente naturaleza trabajando juntos en aplicaciones tecnológicas diversas. En los últimos años las uniones soldadas de metal duro a aceros estructurales han recibido mucha atención por la compensación de propiedades. Sin embargo, uniones de alta calidad entre el metal duro y aceros estructurales no son fáciles de conseguir, debido fundamentalmente a las tensiones residuales y defectos originados durante el proceso de soldeo, o bien por las condiciones de enfriamiento requeridas.

De todos los métodos desarrollados para unir materiales diferentes, la soldadura fuerte es uno de los más ampliamente utilizados, haciendo posible la unión de complicados diseños cumpliendo con las propiedades requeridas en diferentes aplicaciones [1, 2].

La soldadura fuerte, también conocida como soldadura brazing, es un proceso de soldadura sin fusión de los materiales base que permite la unión homogénea o heterogénea previniendo los problemas asociados a los procesos de soldadura que implican fusión, reduciendo así las heterogeneidades composicionales, químicas, mecánicas y estructurales de los materiales. El proceso permite, por tanto, la unión de una gran diversidad de materiales incompatibles por otros procesos, conservando sus propiedades y características originales. También ofrece la posibilidad de conseguir uniones en piezas de alta precisión o en aquellos casos en los que no es posible permitir la fusión del material base por razones técnicas o económicas.

Los carburos cementados, *cermets*, se caracterizan por tener un elevado punto de fusión, extrema dureza y alto módulo elástico, resistencia mecánica y al desgaste, aunque presentan convencionalmente bajos valores de tenacidad. Estas características hacen de ellos, materiales muy interesantes para aplicaciones en ingeniería, como herramientas de corte o aplicados como recubrimientos para mejorar la resistencia al desgaste de otros materiales [3–5]. Al menos un 70% de las herramientas de corte empleadas actualmente son carburos cementados, un importante porcentaje de estos están basados en WC-Co [6]. Sin embargo, debido a su baja tenacidad, estos carburos poseen una gran fragilidad, lo que limita su uso en algunas aplicaciones, por lo que suelen ser utilizados en piezas pequeñas unidas a un material que presente buena tenacidad, de cara a evitar fracturas indeseables. De esta forma se añaden en punzones o en boquillas de extrusión, allí donde son más necesarias sus condiciones de elevada dureza y resistencia a la abrasión. La limitación de uso de los carburos cementados en herramientas, obliga a ser usados como bordes



afilados en herramientas de corte, pequeñas formas puntiagudas o cortantes, unidas de diversos modos al cuerpo de la herramienta, siendo entonces la unión entre dichos carburos y el cuerpo de la herramienta lo que define la calidad de la misma. De todos los métodos de unión, la soldadura fuerte es, en este tipo de uniones, uno de los más ampliamente utilizados [7].

Los aceros empleados generalmente como herramienta están caracterizados por tener elevados valores de dureza, alta resistencia a la deformación y al desgaste y una razonable tenacidad, debido a los elevados contenidos de carbono (0.90-1.00%) y otros elementos aleantes. Cuando estos aceros tienen su aplicación como elementos sometidos a elevado desgaste o como herramienta de corte, necesitan ser endurecidos superficialmente o ser recubiertos por otro material, a fin de mejorar su dureza y resistencia al desgaste. Este problema se solventa con el empleo de procesos de soldadura como el soldeo fuerte [8] para su unión a metales duros.

El principal reto para obtener una unión soldada consistente y de alta calidad entre aceros y metal duro es minimizar las tensiones residuales generadas en la zona de unión. Esto puede ser logrado usando un metal de aporte apropiado y controlando las condiciones del ciclo térmico (temperatura, tiempo y velocidades de calentamiento y enfriamiento).

El campo de tensiones en una unión de este tipo es difícil de caracterizar analíticamente, por ello el empleo de métodos de cálculo por elementos finitos es cada vez más empleado para calcular tensiones residuales en los diferentes componentes de la unión. La simulación de estados tensionados es aplicada así para predecir inicios de fallo por fractura y su propagación [9].

La presente Tesis tiene como objeto estudiar por simulación numérica, y su contraste con datos experimentales, la unión entre los materiales Acero 90MnCrV8 y WC-Co por soldadura fuerte con empleo de metal de aporte base Ag. El objetivo es la optimización del diseño analizando el efecto de dos variables, las dimensiones de la unión y la influencia de la temperatura de soldeo aplicada.

Para ello se realizó el desarrollo de modelos termo-mecánicos, con el fin de estudiar la distribución de las tensiones generadas, considerando diferentes temperaturas y geometrías en el enfriamiento de la unión de los materiales tras el proceso de soldadura.

Para la validación experimental se llevarán a cabo estudios de las variaciones microestructurales y tasas de difusión en la intercara de unión, mediciones de microdureza y ensayos de cizalladura para determinar la resistencia y calidad de la unión.

Teniendo en cuenta todas estas consideraciones, fueron definidos los siguientes objetivos generales para el presente trabajo:

- I. Creación de modelos numéricos utilizando software comercial y análisis de los respectivos resultados.
- II. Realización experimental de soldaduras fuertes en metales duros y acero, ensayos y análisis de los respectivos resultados.
- III. Validación de los modelos creados con los resultados experimentales obtenidos.
- IV. Realización de simulaciones bajo diferentes parámetros geométricos y térmicos.
- V. Análisis de la influencia de estos parámetros y definición de las condiciones óptimas de soldadura.



## 1. INTRODUCCIÓN TEÓRICA

---



## 1. INTRODUCCIÓN TEÓRICA

### 1.1. MATERIALES

#### 1.1.1. Acero para herramientas

Un acero para herramientas es un acero utilizado para la fabricación de herramientas de corte, conformado, o cualquier otro elemento que precise elevada dureza y resistencia mecánica y/o al desgaste.

Los primeros aceros para herramientas eran simples, directamente aceros al carbono, pero a lo largo del siglo XX es cuando se desarrollan aceros más complejos y de alta aleación. Estos aceros poseen como elementos aleantes principalmente wolframio, molibdeno, vanadio, manganeso y cromo, lo cual permite responder a usos cada vez más exigentes, a la par que hace posible un mayor control dimensional y disminuye el riesgo de rotura durante los tratamientos térmicos. Muchos aceros para herramientas también son ampliamente empleados para componentes de maquinaria y aplicaciones estructurales, en las que existen elevados requerimientos de resistencia, como muelles, tensores de alta resistencia, válvulas especiales y juntas que trabajan a elevadas temperaturas [10-12].

En servicio, la mayoría de estos aceros son sometidos a cargas extremadamente altas que son aplicadas rápidamente. Las herramientas han de ser capaces de soportar dichas cargas durante un gran número de ciclos, sin romperse, ni mostrar desgaste ni deformación. Además, en muchos casos, estas condiciones de carga vienen acompañadas de elevadas temperaturas. No existe un único material para herramientas que combine una máxima resistencia al desgaste, resistencia mecánica y resistencia a elevadas temperaturas [13].

Salvo ciertas excepciones, todos los aceros para herramientas deben sufrir un tratamiento térmico para obtener una combinación de las propiedades anteriormente descritas. Generalmente, la herramienta es conformada hasta adquirir su forma definitiva y posteriormente sometida al tratamiento térmico para obtener las propiedades mecánicas deseadas.

Existen diversas series y grupos de aceros en función de su composición, propiedades y aplicaciones. En concreto, el acero que va a ser empleado en el presente trabajo posee la denominación UNE 90MnCrV8 (AISI 01), lo cual lo sitúa dentro de los aceros indeformables al manganeso, con una composición ligeramente hipereutectoide (0.9-1.0 %C) (Figura 1).



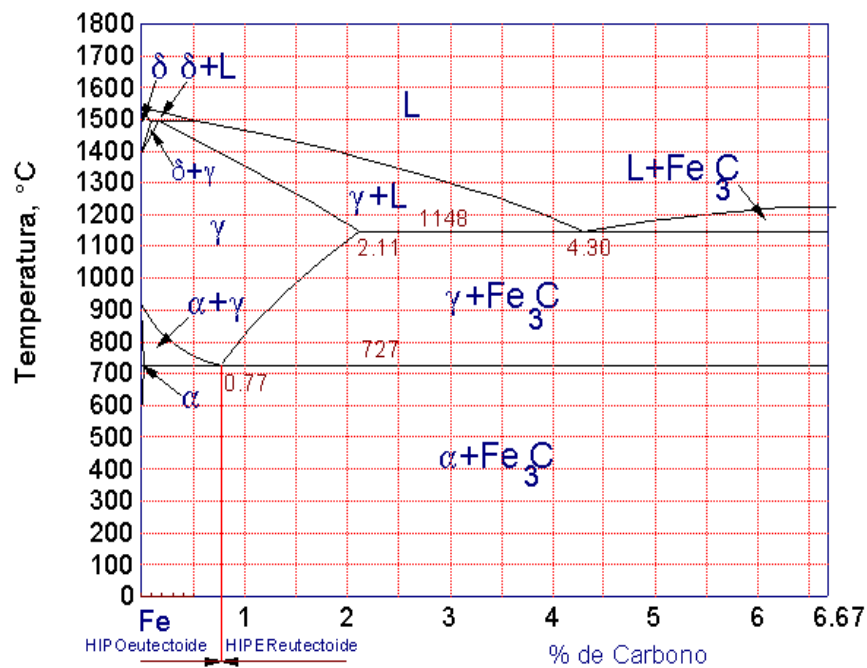


Figura 1. Diagrama Fe – C.

Las propiedades que posee este acero son [14]:

- 1 Indeformabilidad a alta temperatura: Alta.
- 2 Resistencia a la decarburación: Muy buena.
- 3 Templabilidad: Buena.
- 4 Dureza en caliente: Baja a Regular.
- 5 Tenacidad: Buena.
- 6 Resistencia al Desgaste: Buena a Muy buena.
- 7 Facilidad de mecanizado (recocido): Muy buena.

Este tipo de acero suele ser empleado en la fabricación de punzones, matrices de corte de láminas y cuchillas para corte de metal, hasta 4 mm.

### 1.1.2. Metal duro

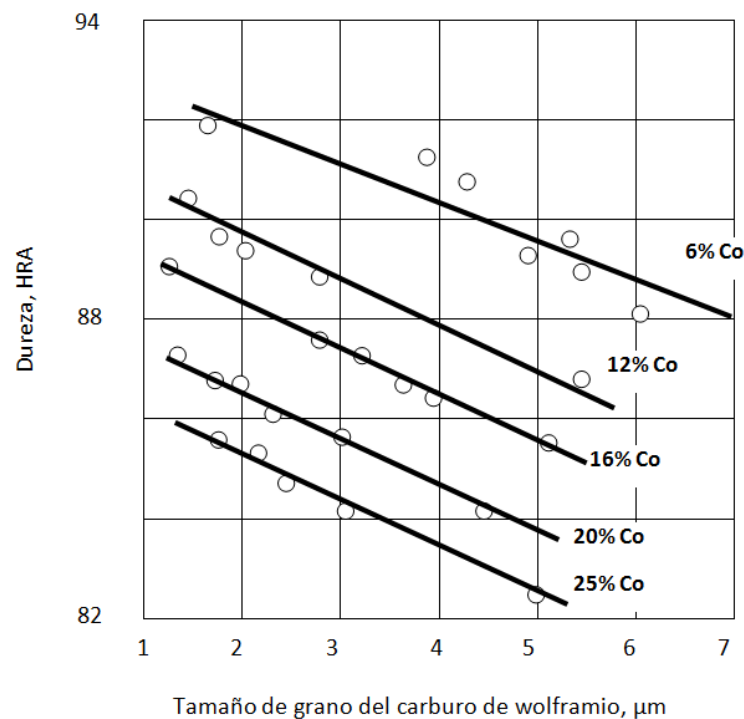
Los metales duros son una clase especial de materiales compuestos, metal-cerámico, caracterizados por una elevada dureza, buena resistencia al desgaste y abrasión y gran resistencia a la temperatura. Son también conocidos por el nombre genérico de *cermets*, acrónimo utilizado, normalmente, para designar a la combinación de metales o aleaciones con una o más fases cerámicas, en las que esta última constituye aproximadamente un 15-85% del volumen, y en la cual existe una baja solubilidad entre las diferentes fases [14, 15].

Los *cermets* están constituidos, por lo tanto, por dos fases: una metálica tenaz (Co, Ni, Mo) que actúa como ligante o matriz (binder), y una cerámica, compuesta por partículas de carburos, nitruros, carbonitruros, óxidos, boruros, etc. Los metales duros más comunes son los carburos de wolframio (WC) y los carburos de titanio (TiC), siendo los compuestos por partículas de WC-Co, WC-TiC-Co, WC-TiC-TaC/NbC-Co los denominados Carburos Cementados [16].

Los carburos cementados se clasifican según su contenido en ligante metálico y el tipo de partículas de carburo presentes en el compuesto. El ligante suele ser cobalto, variando su contenido de un 3 a un 13% en peso para herramientas de corte, pudiendo llegar hasta un 30% en peso para componentes resistentes al desgaste. El tamaño medio de las partículas de carburo varía entre 0.8  $\mu\text{m}$  y 8  $\mu\text{m}$ . Típicamente se habla de grano de carburo extra-fino (0.8  $\mu\text{m}$ ), fino (1.2  $\mu\text{m}$ ), medio (2.5  $\mu\text{m}$ ), medio-grueso (4  $\mu\text{m}$ ), grueso (6  $\mu\text{m}$ ) y vasto (8  $\mu\text{m}$ ).

La fase metálica confiere la tenacidad necesaria al material para ser utilizado como herramientas de corte en operaciones de maquinado, puesto que las herramientas fabricadas con materiales cerámicos son extremadamente frágiles.

Las propiedades mecánicas de los metales duros están directamente relacionadas con el tamaño de grano y la proporción de fase metálica utilizada en su procesado. Un aumento de fase metálica mejora las propiedades de tenacidad y resistencia al impacto, pero disminuye la dureza, la resistencia a desgaste y a compresión. Del mismo modo, cuanto menor sea el tamaño de grano, mayor dureza, resistencia al impacto y a la abrasión presentará (Figura 2).



**Figura 2. Variación de la dureza en función del tamaño de grano.**

La dureza que presenta el metal duro es notablemente superior al de otro tipo de aleaciones metálicas. Es interesante el hecho de que los valores de dureza no se ven disminuidos a elevadas temperaturas, hasta los 800 °C, no así en otro tipo de materiales en los que sí se ven influenciados, como sucede en el caso de los aceros rápidos. La resistencia al desgaste y a la abrasión también es notablemente superior a otras aleaciones, de ahí surge una de las aplicaciones como material resistente a la abrasión en herramientas de corte [13]. El módulo de elasticidad es considerablemente superior al de otras aleaciones metálicas. Este tipo de materiales presentan una elevada resistencia a compresión, aunque su resistencia a tracción es moderada [17].

Los primeros metales duros fueron desarrollados a principios del siglo XX para responder a la demanda de un material que pudiera reemplazar al diamante y que fuera suficientemente resistente para la fabricación de matrices para trefilar, usadas en la producción de filamentos de wolframio. El primero de estos materiales (WC-Co) se obtuvo como una combinación de partículas duras de WC embebidas en una matriz dúctil de Co (binder). Estos materiales eran indicados también para el mecanizado, ya que poseían una dureza y resistencia al desgaste superiores a las de los aceros, incluso a elevadas temperaturas. Actualmente, los carburos cementados se utilizan sobre todo para el corte y conformado de metales, la minería y componentes susceptibles de padecer un desgaste excesivo [15].

Algunas de las aplicaciones industriales más comunes de los metales duros son las siguientes [15, 16, 18]:

- 1 Martillos, cilindros, pistones. Estos elementos trabajan bajo condiciones en las que los metales duros tienen muy buena respuesta: suficiente estabilidad química frente al medio que los envuelve, buen acabado superficial de manera que se reduzca el desgaste, alta resistencia a compresión, poca deformación bajo esfuerzos mecánicos y larga vida útil.
- 2 Pistones de control y cilindros: los cuales trabajan bajo esfuerzos alrededor de los 100 MPa siguiendo un movimiento oscilatorio, de modo que están sujetos a un desgaste erosivo considerable.
- 3 Válvulas: piezas expuestas a corrientes a gran velocidad que producen un desgaste erosivo, y también corrosivo.
- 4 Herramientas para la producción y el procesamiento de plásticos y sustancias cerámicas: en las que durante el granulado, el efecto corrosivo y el desgaste abrasivo puede llegar a reducir considerablemente la vida de las herramientas.
- 5 Herramientas para pulverización: donde el contacto directo entre las sustancias que hay que pulverizar y las herramientas utilizadas provoca el desgaste de las superficies en contacto.
- 6 Discos de fricción y cojinetes: los cuales se ven expuestos a diminutas partículas en suspensión en medios acuosos, que en contacto con superficies blandas pueden provocar procesos de corrosión. Además, los residuos creados pueden penetrar en las cavidades, provocando sobrecarga de los puntos en contacto.

- **Carburo de wolframio WC-Co**

El proceso de producción de WC-Co empieza por la mezcla de los polvos de carburo y su posterior molido en molino de bolas. El sinterizado de los compactos de carburo de wolframio-cobalto se lleva a cabo con el cobalto ligante en fase líquida. El compactado se calienta en atmósfera de hidrógeno o en vacío de 1350 hasta 1600 °C, dependiendo de su composición. A pesar de las altas presiones utilizadas durante la compactación de los polvos, el porcentaje en volumen de porosidad es elevado. Solo durante la temperatura de sinterización se da una densificación hasta casi el máximo teórico, eliminando así prácticamente toda la porosidad.

Durante el tratamiento térmico, el WC se disuelve gradualmente dentro de la fase gamma del cobalto, y su punto de fusión se reduce, de tal forma que finalmente el metal funde.

La figura 3 muestra el diagrama de fases WC-Co propuesto por Gruter para el carburo de

wolframio estequiométrico [18].

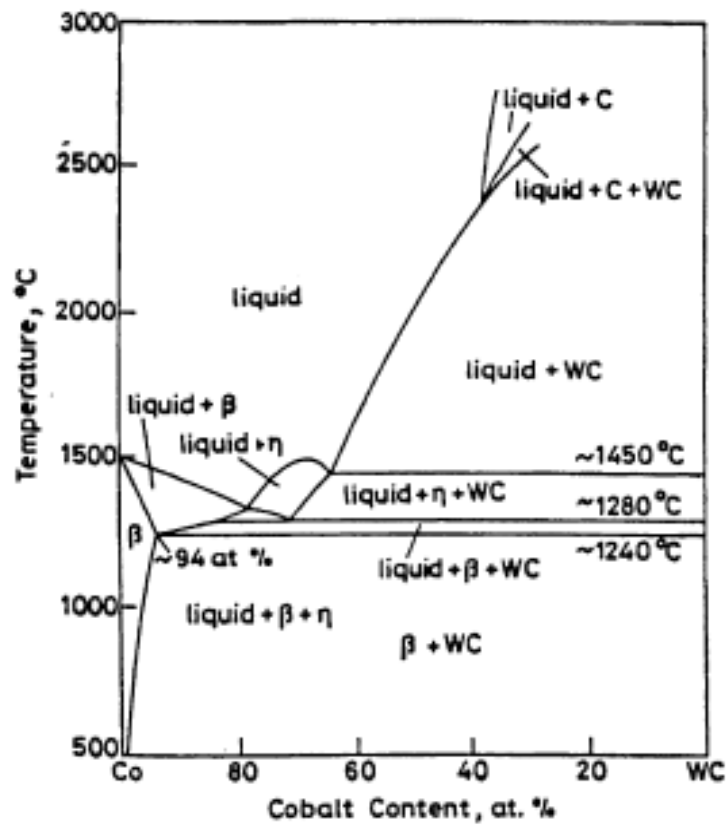


Figura 3. Sección vertical del diagrama de fases W-Co-C entre WC estequiométrico y Co [18].

## 1.2. TECNOLOGÍAS DE UNIÓN

### 1.2.1. Tipos de soldeo

Se denomina soldadura al proceso de unión por el que se establece la continuidad entre las partes a unir con o sin calentamiento, con o sin aplicación de presión y con o sin aporte de material [19, 20]. La American Welding Society (AWS) diferencia los procesos de unión en tres grandes grupos [19-22]:

- A- Soldeo por fusión.
- B- Soldeo en estado sólido.
- C- Soldeo fuerte y blando.

A- **Soldo por fusión** engloba a todos aquellos procesos en los que siempre se produce la fusión del metal base y la del metal de aporte, cuando éste es empleado. Es decir, siempre existe una fase líquida formada sólo por metal base, o por metal base y de aporte. Esto puede producir grandes deformaciones en los metales base, así como tensiones residuales. Dentro de estos procesos se encuentran:

A.1-Soldo por llama (*OAW Oxyacetylene welding*, también conocida como soldadura oxigas).

Emplea el calor producido por una llama obtenida por la combustión de un gas con oxígeno. El gas combustible puede ser acetileno, propano o gas natural. Cuando se emplea metal de aporte se aplica mediante una varilla. Este soldeo es particularmente indicado para pequeñas producciones, reparaciones, pequeños espesores o soldaduras con cambios bruscos de dirección o posición.

A.2.- Soldo por arco eléctrico (*Arc welding*).

La fusión de los materiales se consigue mediante un arco eléctrico (corriente eléctrica generada a través de un gas ionizado) formado entre dos electrodos. Existen diferentes técnicas de soldeo por arco.

- Soldadura con electrodo revestido (*SMAW, Shield metal arc welding*)
- Soldadura con gas protector con electrodo consumible (*GMAW, Gas-metal arc welding*, también denominadas MIG/MAG en función de si el gas es inerte o activo respectivamente).
- Soldadura con gas protector con electrodo no consumible (*GTAW, gas-tungsten arc welding*, también denominado TIG).



- Soldadura por arco de plasma (*PAW, plasma arc welding*)
- Soldadura con hilos tubulares (*FCAW, flux cored arc welding*, también conocida como soldadura TIG con núcleo fundente).
- Soldadura por arco sumergido (*SAW, Submerged arc welding*).
- Soldadura por electroescoria (*ESW, Electroslag welding*).

A.3.- Soldadura de alta energía (*High-energy beam welding*).

- Soldadura por haz de electrones (*EBW, Electrón beam welding*).
- Soldadura láser (*LBW, Laser beam welding*).

B- **Soldeo en estado sólido** son procesos en los que nunca se produce la fusión del metal base, ni la del de aporte cuando éste se emplea. Es decir, nunca existe una fase líquida. Dentro de estos procesos se encuentran [23]:

B.1.- Soldadura por difusión: se emplea una temperatura relativamente alta (50 - 80% de la temperatura de fusión del material a unir) y una presión moderada.

Existen dos tipos básicos de soldadura por difusión en función del estado físico que presente la intercara de soldadura durante el proceso de unión:

- *Diffusion Welding*, soldadura por difusión en estado sólido: En la que se pueden emplear o no intermediarios que favorezcan la difusión, sin la aparición de ninguna fase líquida durante el proceso.
- *Diffusion Brazing*, soldadura por difusión en fase líquida transitoria: En la que se utiliza un intermediario que favorece la aparición de una fase líquida transitoria (TLP) en la intercara de soldadura que provoca la aparición de aleaciones de bajo punto de fusión (eutéticos y peritéticos).

B.2.- Soldadura por fricción: proceso basado en la conversión de energía mecánica en calor. Normalmente se emplea el movimiento rotatorio de una de las piezas mientras la otra se mantiene estacionaria.

C- **Soldeo fuerte y blando** son aquellos procesos en los que siempre se produce la fusión del metal de aporte, pero no la del metal base. Es decir, siempre existe una fase líquida formada sólo por el metal de aporte, que deberá mojar el metal y distribuirse por capilaridad. La diferencia entre soldeo fuerte (*brazing*) y soldeo blando (*soldering*) reside en que en el soldeo fuerte el metal de aporte

funde por encima de 450 °C, mientras que en el soldeo blando el material de aporte funde a 450 °C, o a temperaturas inferiores [23].

### 1.2.2. Soldeo fuerte, brazing

Estos procesos de soldadura tienen un amplio rango de aplicaciones, desde la fabricación de juguetes hasta vehículos espaciales. En general, se utiliza para la unión de piezas de diferentes materiales, donde sería muy difícil utilizar un proceso de soldeo por fusión, y piezas de diseño complicado, que se pueden fabricar mediante soldeo fuerte, ahorrando el coste elevado de una pieza moldeada.

El soldeo fuerte se utiliza para soldeo de plaquitas de corte en las herramientas, en diferentes partes de intercambiadores de calor, muchos componentes de automóviles, bicicletas, depósitos de aceite, instrumentos, paneles tipo sándwich metálicos, turbinas de motores a reacción (aviones) y piezas para vehículos espaciales [23].

Entre las grandes **ventajas** de estos procesos se pueden enumerar [19, 24]:

- Mínima degradación de los materiales base, dado que no llegan a fundir y que la temperatura está controlada.
- Facilidad para obtener uniones sanas entre materiales heterogéneos, incluso entre materiales metálicos y no metálicos, o entre materiales de diferente espesor. Sólo se requiere seleccionar un metal de aporte compatible con los materiales a unir.
- Reduce la oxidación.
- Mínimas tensiones residuales y distorsión.
- Se pueden obtener soldaduras en piezas de alta precisión.
- Con algunos procesos se pueden realizar soldaduras en muchas piezas al mismo tiempo, además, el mismo ciclo de soldeo puede incluir el ciclo de tratamiento térmico de la pieza por lo que resulta muy económico.
- Solo se requieren bajas temperaturas, con el ahorro energético que ello conlleva.
- La apariencia de la soldadura es muy buena, requiriendo un mínimo acabado o ninguno.
- En general, la habilidad necesaria para realizar soldaduras fuertes es más fácil de adquirir que la requerida para realizar soldaduras por fusión, ya que la soldadura fuerte casi se realiza por sí sola, distribuyéndose por capilaridad con gran facilidad.
- Es un proceso fácilmente automatizable.





En cuanto a las **limitaciones**, destacar [19, 24]:

- La resistencia mecánica y la continuidad de las piezas obtenidas por soldeo fuerte no es comparable con los elevados valores obtenidos con soldeo por fusión.
- El diseño de las piezas grandes, y en algunos casos su preparación, puede resultar más complicado y costoso.
- No permite ensayos no destructivos.
- Las interacciones del metal base con el metal líquido pueden dar lugar a la formación de fases intermetálicas frágiles.

A pesar de las posibles desventajas de la soldadura fuerte, con un apropiado diseño de la junta y una adecuada selección del metal de aporte, puede resultar una técnica aplicable a muchos casos de unión de materiales, en los que no es posible permitir la fusión del material base por razones técnicas o económicas.

#### 1.2.2.1. Principios básicos de la soldadura fuerte

El flujo capilar es el principio físico principal que asegura una buena soldadura fuerte, siempre que el metal de aporte moje ambas superficies a ser unidas [24]. Que el flujo capilar ocurra o no, será función de las energías superficiales relativas del sistema. Por otra parte, la velocidad a la que el fenómeno de llenado por capilaridad transcurre es función de la resistencia viscosa al flujo y de la capacidad de reacción o aleación con el material de aporte [25].

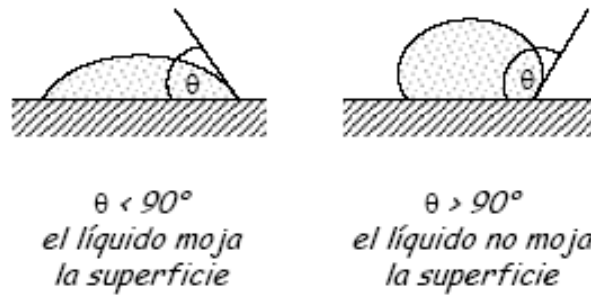
Si se considera un líquido que fluye hacia una junta, entrando parcialmente en la brecha de las piezas a unir, para continuar fluyendo una cierta distancia  $dx$  necesitará que la energía libre del sistema se reduzca. La energía de la superficie mojada por el metal ( $S_{sl}$ ) debe ser menor que la de la intercara del sólido antes de ser mojada ( $S_s$ ), lo que quiere decir que la diferencia ( $S_s - S_{sl}$ ) debe ser mayor que cero para que exista mojabilidad y el líquido entre en la brecha [25].

Las energías interfaciales son parámetros difíciles de medir, por lo que se recurre al empleo de la relación de Young del equilibrio mecánico de una gota apoyada en una superficie plana sólida:

$$S_s = S_{sl} + S_l \cos\Theta \quad \text{O bien,} \quad S_s - S_{sl} = S_l \cos\Theta \quad (\text{ec.1})$$

donde  $S_l$  es la energía libre de la superficie líquida.

Por lo tanto, para las condiciones de llenado de una junta se debe cumplir que  $S_1 \cos\theta > 0$  (Figura 4). Luego, el criterio para el llenado de junta se expresa en términos de la energía libre de una superficie líquida y el ángulo de contacto de equilibrio, los cuales son más sencillos de determinar. La energía libre superficial es siempre una cantidad positiva, por lo que el criterio para que el metal líquido fluya en una junta es que  $\cos\theta$  sea positivo, lo cual se alcanza cuando el ángulo de contacto  $\theta$  sea menor de  $90^\circ$  [25].



**Figura 4. Mojabilidad de la gota sobre una superficie plana [25].**

El ángulo de contacto, según lo que acabamos de ver, indica si el llenado de la junta tiene lugar, pero en realidad no dice nada acerca del proceso de soldeo fuerte en sí. La ecuación de Young representa una condición de estabilidad para una intercara S-L en equilibrio termodinámico estable o metaestable, sin embargo no es un indicador definitivo de si existe unión química o de Van der Waals.

El mojado es la habilidad del metal de aporte fundido para adherirse a la superficie del metal en estado sólido y, al ser enfriado por debajo de su temperatura de sólidos, formar una fuerte interfase con el metal. Es una evidencia que para que se dé un buen mojado, el fundido debe ser capaz de disolver o alearse con alguno de los elementos metálicos en los que fluye. Asimismo, el ángulo de contacto entre un metal sólido y uno líquido es función del grado de solubilidad que pueda existir entre ambos. En general, metales insolubles entre sí presentan elevados ángulos de contacto, mientras que metales altamente solubles presentan bajos ángulos de contacto. Desde el punto de vista de la mojabilidad parece preferible escoger sistemas sustrato-aporte solubles entre sí. Sin embargo, existe un inconveniente en el caso de sistemas demasiado solubles, y es que el metal de aporte líquido, en lugar de fluir sobre la superficie del sustrato, prefiera alearse de inmediato. Una manera de evitar esto es emplear un metal de relleno insoluble con el sustrato pero dopado con ciertas cantidades de otro metal o elemento que sea soluble, tanto en el metal de aporte como en el metal base [26].



En la práctica real, las características de fluidez metal de aporte-metal base estarán también influenciadas por consideraciones dinámicas que incluyen viscosidad, presión de vapor, gravedad y reacciones metalúrgicas metal base-metal de aporte. Así, en importantes sistemas metalúrgicos se forman compuestos intermetálicos o interfases entre el aporte y el metal base durante la operación de unión. El grado de crecimiento del compuesto intermetálico y el tipo de fases presentes puede alterar sustancialmente las propiedades de la unión. Para poder predecir qué ocurrirá se debe recurrir a los diagramas de fase.

Para que ocurra el llenado del espacio de la junta debe cumplirse que  $(S_s - S_{sl}) > 0$ , y cuanto mayor sea la energía libre superficial del sólido, más probable es que ocurra el mojado de la misma. En general, se sabe que los valores promedios de  $S_s$  de una superficie metálica limpia son del orden de los 0.2 a 2 J/m<sup>2</sup>, mientras que para una superficie oxidada son del orden de los 0.1-0.2 J/m<sup>2</sup>. Para superficies sucias por residuos carbonosos, el valor de energía libre superficial baja a valores de 0.05 J/m<sup>2</sup>. De este análisis puede derivarse entonces la necesidad de limpiar de suciedades, grasas, polvos y óxidos, las superficies a unir antes de que el mojado y llenado de las juntas tenga lugar [25].

La eliminación de estos óxidos e impurezas de las superficies a unir durante la soldadura puede llevarse a cabo de varias maneras, entre éstas se encuentran [25]:

a) Calentamiento en atmósfera reductora, donde se pretende crear una interacción entre el óxido que cubre la superficie a unir y la atmósfera circundante, de manera que el óxido metálico se reduzca y desaparezca.

b) Calentamiento a vacío, que es especialmente adecuado para aquellas aleaciones que tienen óxidos altamente estables, como es el caso de las aleaciones de aluminio y titanio.

c) Empleo de fundentes, donde se recurre al uso de sales o aditivos ajenos al sistema metal base-metal de aporte para facilitar el proceso de limpieza de la superficie y, así, la soldadura fuerte. La mayoría de los fundentes empleados están basados en bórax ( $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7 \cdot 10\text{H}_2\text{O}$ ), el cual funde a 760 °C y es capaz de solubilizar una multitud de óxidos metálicos y convertirlos en sustancias vitrificables. En el caso de soldeo fuerte de metales de bajo punto de fusión, al bórax se le puede añadir cierta cantidad de borofluoruro de potasio ( $\text{KBF}_4$ ) el cual disminuye el punto de fusión. La adición de este tipo de fluoruros hace al fundente aún más activo en su capacidad de eliminación de óxidos. En el caso de metales como el aluminio, se necesitan fundentes más complejos, en su mayoría, basados en criolita ( $\text{Na}_3\text{AlF}_6$ ), con adiciones de hasta un 10% en peso de cloruros de litio, potasio y sodio. El mecanismo de actuación de los fundentes es un proceso electroquímico complejo de sales fundidas.

### 1.2.2.2. Metal de aporte y Fundente

#### a. Metal de aporte

El metal de aporte, que también recibe el nombre de *filler* o intermediario, es el metal que se añade para realizar el soldeo fuerte (brazing) o soldeo blando (soldering).

Las características que debe cumplir el metal de aporte son [21, 27]:

- a) Tener una temperatura de fusión compatible con el metal base.
- b) Baja tensión superficial en fundido para garantizar el mojado.
- c) Elevada fluidez para penetrar en la intercara por capilaridad.
- d) Tener una vez solidificado, una resistencia mecánica y a la corrosión que justifique su aplicación.
- e) No debe, en lo posible, presentar interacciones galvánicas con el metal base.
- f) Debe presentar habilidad para formar uniones con las propiedades mecánicas requeridas.

Se utilizará cada metal de aporte para un rango de temperaturas determinado; el rango de temperaturas depende de su composición química y está limitado, inferiormente, por su temperatura de fusión. El metal de aporte debe interaccionar con el metal base que se va a utilizar. Sin embargo, no debe formar ningún compuesto que disminuya la resistencia de la unión. Por esta razón la elección de un metal de aporte para cada metal base debe ser cuidadosa.

Los materiales de aporte, constituidos por varios metales, se clasifican y se denominan por el metal o metales principales en su aleación. La clasificación de la AWS A 5.8 define con una “B” al proceso brazing seguida de los símbolos químicos de los metales de aporte. En nuestro caso el metal empleado pertenece al grupo BAg, para rangos de temperatura entre 618/820 °C, empleado para la mayoría de los metales férricos y no férricos (aceros, aceros inoxidable, aleaciones base Fe), excepto aluminio y manganeso.

El metal de aporte puede aplicarse manualmente durante el soldeo en la junta de unión, o puede ser presituado antes de llevar a cabo el proceso de unión. Dependiendo del diseño de la unión, método de calentamiento y nivel de automatización, se podrá utilizar el metal de aporte en diferentes formas (varillas, rollos de alambre, polvos, láminas, arandelas, pasta, partes preformadas diseñadas para aplicarse a geometrías de unión particulares, etc.). En las figuras 5 y 6 se muestran algunos

ejemplos de métodos de aplicación del metal de aporte.

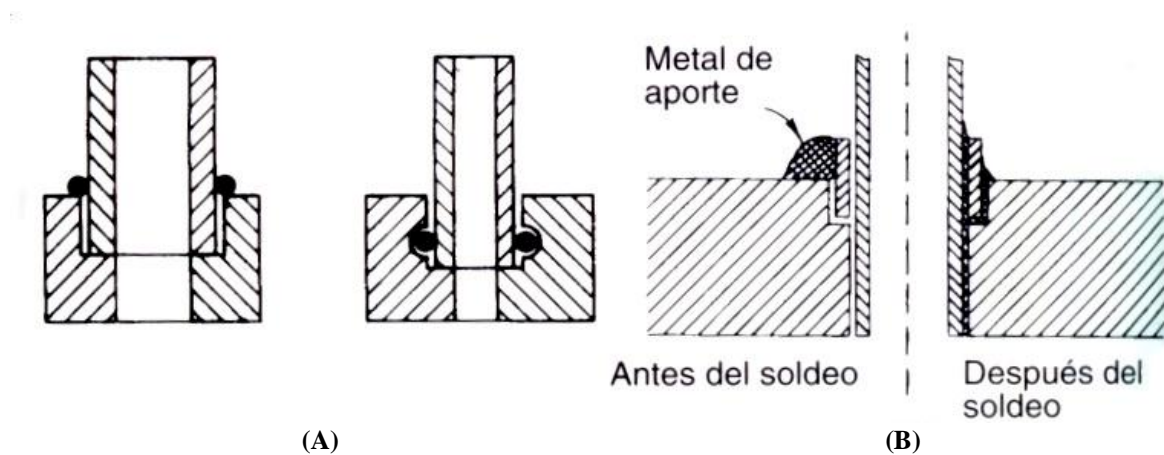


Figura 5. (A) Técnicas de aplicación del metal de aporte en forma de alambre.  
(B) Situación del metal de aporte antes y después de soldar. [21]

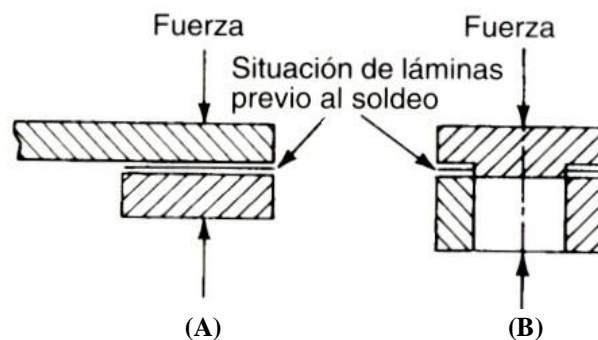


Figura 6. Disposición de metal de aporte en forma de láminas [21].

## b.- Fundente

El fundente tiene un papel primordial tanto en el soldeo fuerte como en el soldeo blando [19, 28].

Los fundentes disuelven, combinan e inhiben de diversas maneras la formación de óxidos y otros subproductos, previenen la oxidación de la aleación y de la superficie de los metales a unir, disuelven los óxidos que pudieran formarse durante el calentamiento, y ayudan a que la aleación fluya. Sin embargo, el uso de los fundentes no sustituye los pasos previos de limpieza superficial y desengrasado que deben anteceder a todo proceso de unión, todo lo contrario, para que el fundente cumpla su cometido debe ser aplicado sobre una superficie lo más limpia posible de suciedad u oxidación microscópica, además de grasa o sustancias orgánicas.

Un buen fundente debe ser [27, 28]:

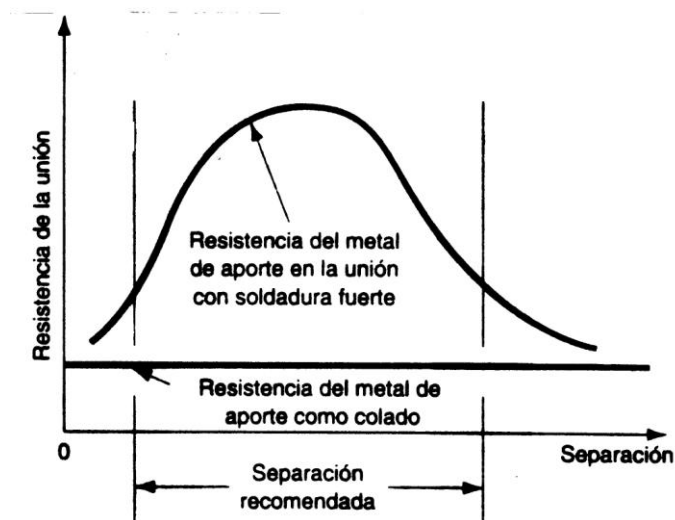
- a) De bajo punto de fusión.
- b) De baja viscosidad para que pueda ser desplazado por el metal de aporte.
- c) De buenas propiedades tensoactivas, para favorecer el mojado del metal base por el metal de aporte fundido, consiguiendo que el metal de aporte pueda fluir y se distribuya en la unión.
- d) De buena capacidad protectora para evitar la oxidación del metal de aporte hasta que éste solidifique completamente.
- e) Debe descomponer los óxidos sin corroer el metal base o el de aporte.
- f) Deben ser de fácil eliminación una vez culminado el proceso de soldeo.

Los fundentes son mezclas de muchos compuestos químicos, entre los que se pueden citar boratos, fluoruros, bórax, ácido bórico y agentes mojantes. Se suelen suministrar en forma de polvo, pasta o líquido.

### **1.2.2.3. Metalurgia de la unión**

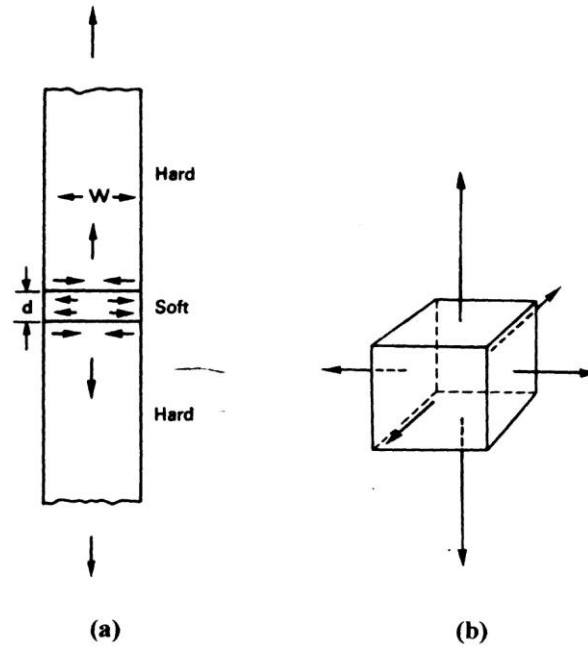
La resistencia final desarrollada por la junta dependerá de la metalurgia de los metales que constituyen la junta, su diseño mecánico, la distribución de esfuerzos y las condiciones de servicio. La metalurgia de la unión es un factor que básicamente depende del grado de interrelación entre el metal base y el aporte. En general, la unión entre ambos es fuerte, aunque puede verse debilitada, en algunos casos, por la formación de capas de compuestos intermetálicos. Los efectos posteriores a la solidificación del metal de aporte son controlados por difusión. Así, por ejemplo, envejecer a una alta temperatura o un tratamiento térmico, puede convertir al aporte en un compuesto intermetálico y hacer que la resistencia de la unión disminuya [23].

Usualmente, el aporte es la parte más débil de la unión, pues tiene un punto de fusión más bajo. Una manera de disminuir esta debilidad consiste en diseñar uniones evitando cambios bruscos de sección y filos agudos (ángulos vivos) en los bordes de la junta, lo cual podría llevar a incrementos locales de tensión. El efecto de la separación de la junta puede apreciarse esquemáticamente en la figura 7 [27].



**Figura 7. Influencia de la distancia de unión en la resistencia mecánica desarrollada por la junta por soldadura fuerte [27].**

Las juntas en soldeo fuerte, por otro lado, son capaces de sobrellevar cierta cantidad de deformación plástica y por ende de redistribuir los esfuerzos a los que son sometidas. Bajo ciertas condiciones de carga uniaxial, dicha redistribución de esfuerzos en el material de aporte hace que se genere una interacción mecánica entre el material base y el aportado, más dúctil y suave este último, lo que limita la deformación del material de aporte, conduciendo a un incremento aparente de la resistencia de esa parte de la junta. El fenómeno queda descrito en la figura 8 [25].



**Figura 8. (a) Configuración de esfuerzos cuando una capa de material de aporte se encuentra entre dos cilindros de material duro bajo tracción. (b) Distribución de esfuerzos en un elemento de volumen del metal de aporte. [25].**

Por tanto, las propiedades de la unión dependerán de las características metalúrgicas de la intercara y de la composición final del metal de aporte en el área de unión. La mayoría de las uniones están diseñadas para asegurar el fallo en el metal base. No obstante, las propiedades metalúrgicas de la unión pueden ser importantes cuando la temperatura de servicio sea alta o se den medios corrosivos.

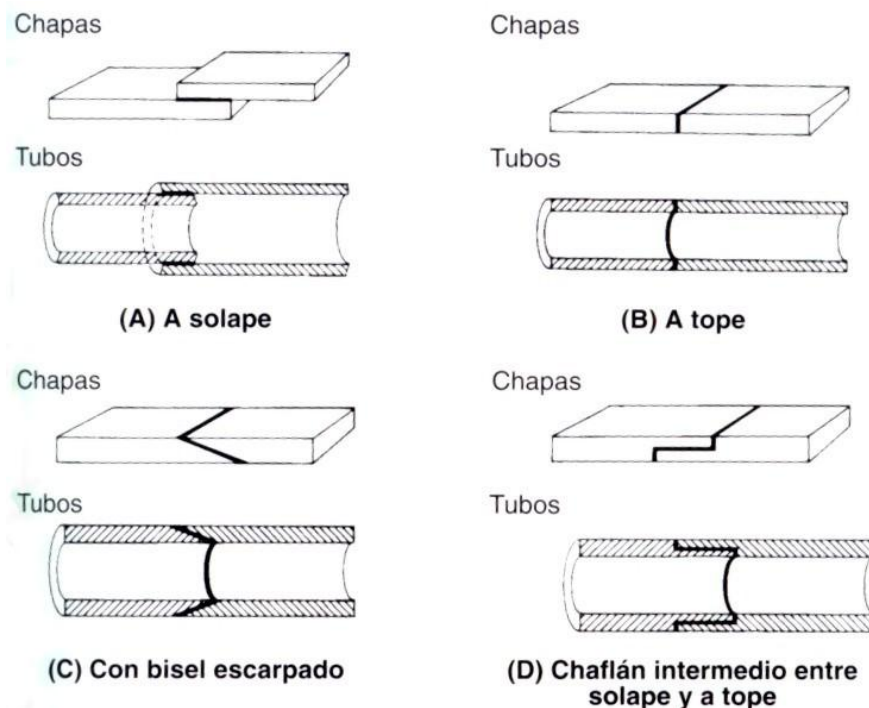
Las características dinámicas de los procesos de soldeo fuerte son importantes y hay que tener muy en cuenta posibles cambios posteriores en la unión por procesos de difusión y cambios metalúrgicos durante el servicio. Las propiedades mecánicas y metalúrgicas pueden cambiar durante la puesta en servicio de la unión.

#### **1.2.2.4. Diseños de unión empleados en soldadura fuerte**

Las uniones con soldadura fuerte pueden ser de dos tipos principalmente, encaradas (a tope) y sobrepuestas (a solape). La unión a tope convencional proporciona un área limitada para la soldadura, lo que pone en riesgo la resistencia mecánica y frente a la corrosión de la unión. Para aumentar las áreas a soldar a tope, las partes a unir deben biselarse, escalonarse o alternarse de algún modo tal que el área expuesta a unión se incremente en la pieza final (Figura 9). El problema



de uniones biseladas es mantener la alineación de las partes antes y durante el proceso de soldeo [19, 27].



**Figura 9. Diseño de uniones más utilizadas en el soldeo fuerte y blando [27].**

De todas las disposiciones comentadas, las uniones superpuestas se emplean con mayor frecuencia ya que, de entrada, son las que proporcionan mayor área de contacto entre las partes a unir. Una de las ventajas de la soldadura fuerte frente a las soldaduras tradicionales es que, en el caso de la sobreposición, toda el área está unida, a diferencia de los otros tipos de soldeo, en los cuales solo el borde o algunos puntos aislados son los que gozan de íntima unión.

Otro parámetro importante en el diseño de la unión, que ya se mencionó anteriormente, es la distancia de separación de la junta “gap”. En la práctica y para la mayoría de sistemas, las separaciones rondan entre 0.025 y 0.250 mm.

#### **1.2.2.5. Principales técnicas de aplicación de soldadura fuerte**

Comúnmente las técnicas de soldeo fuerte se dividen de acuerdo a la fuente de calentamiento que se emplee para producir la unión. Las principales son [23, 24, 27]:

- (1) Soldeo fuerte con soplete.
- (2) Soldeo fuerte en horno.
- (3) Soldeo fuerte por inducción.
- (4) Soldeo fuerte por resistencia.
- (5) Soldeo fuerte por inmersión.
- (6) Soldeo fuerte por radiación infrarroja.
- (7) Soldeo fuerte por difusión.

#### (1) Soldeo fuerte con Soplete.

En este tipo de técnica el calor es suministrado por llama a través de uno o más sopletes de gas. Dependiendo de la cantidad de temperatura requerida, el gas combustible (acetileno, propileno, gas de ciudad, etc.) se quema con aire, aire comprimido u oxígeno. Normalmente se emplea llama reductora para evitar la oxidación. Con frecuencia, este procedimiento se efectúa de manera manual y para secciones relativamente delgadas (0.25 - 6 mm). El soldeo fuerte por soplete se emplea con éxito en aleaciones autofundentes o con la adición de fundentes por separado, y es muy empleada con aportes tales como: Al-Si, Ag, Cu-P, Cu-Zn y Ni, que pueden precolarse en la unión o se pueden alimentar continuamente durante el proceso.

#### (2) Soldeo fuerte en Horno.

Este procedimiento es aplicado extensivamente cuando las partes a unir pueden ensamblarse, de modo que conservan su estabilidad estructural durante el soldeo. Es especialmente útil cuando uniones múltiples deben realizarse sobre el mismo ensamblaje y al mismo tiempo, o bien cuando se trata de diseños complejos que requieren de condiciones de calentamiento uniformes. Las partes a ser unidas deben ser ensambladas con el metal de aporte y, en su caso, el fundente, localizados alrededor de la junta. El metal puede aportarse preferiblemente en forma de láminas, polvos o preformas adaptadas a la geometría de la junta. Los hornos empleados para este tipo de soldeo se clasifican en: (a) por cargas, (b) continuos, ambos de aire o atmósfera controlada, (c) tipo retorta, solo en atmósfera controlada y (d) de vacío.

#### (3) Soldeo fuerte por Inducción.

El calor en este caso proviene de una corriente eléctrica inducida en la zona de unión. En el proceso las partes se colocan rodeadas por una bobina refrigerada por agua por la que circula corriente



eléctrica alterna. Las partes a soldar no están en cortocircuito con la bobina primaria que, por el contrario, actúan como secundario en un transformador de corriente. El calentamiento se produce como consecuencia de la resistencia del material al paso de la corriente eléctrica inducida en el secundario. El diseño debe ser tal que toda la junta alcance la temperatura de soldeo al mismo tiempo. Los fundentes se emplean siempre, a menos que el proceso transcurra en atmósfera controlada. En el diseño debe tomarse en cuenta también la forma y tamaño de la bobina, ya que es fuertemente dependiente de los materiales a unir y de la geometría de la pieza. Las frecuencias usuales para el soldeo fuerte por inducción varían entre los 10 kHz y los 450 kHz. Esta técnica se emplea en múltiples productos industriales, estructurales, militares, eléctricos y electrónicos, industrias de maquinaria minera, herramientas manuales, y ensamblajes aeroespaciales. En esta última aplicación se pueden resaltar las aplicaciones para colocación de zapatas antidesgaste de carburo de wolframio en álabes de turbinas y compresores, todas realizadas en vacío.

#### (4) Soldeo fuerte por Resistencia.

El calor necesario en esta técnica proviene por el efecto Joule, es decir, por la resistencia que ofrece la junta al paso de una cierta intensidad de corriente eléctrica. En esta técnica el fundente debe ser conductor eléctrico. Básicamente, el proceso consiste en juntar a presión las partes a unir a través de dos electrodos que aplican la compresión y la corriente adecuadas para que suceda la unión. La unión debe mantenerse hasta que la junta haya solidificado. La desventaja fundamental de la técnica es que sólo puede emplearse en secciones pequeñas (0.1 - 12 mm) y de geometría sencilla para poder obtener distribuciones de corriente uniformes y, por tanto, distribuciones homogéneas de temperaturas. Las corrientes que se emplean pueden variar desde los 50 A, en el caso de piezas pequeñas, hasta los varios miles de amperios en el caso de trabajos a gran escala.

#### (5) Soldeo fuerte por Inmersión.

Consiste en sumergir la pieza en un medio líquido que facilite la unión. Presenta dos versiones, inmersión en baño metálico fundido e inmersión en baño salino fundido. El primer caso se emplea prioritariamente para el empleo de ensamblajes pequeños (0.12 - 2.5 mm), tales como la unión de cables y cintas metálicas. El segundo método, por el contrario, se emplea en caso de ensamblajes complejos.

#### (6) Soldeo fuerte por luz infrarroja.

Puede considerarse como una forma de soldeo fuerte en horno, solo que la fuente de calor proviene

de radiaciones de luz con largas longitudes de onda. La luz es generada por lámparas de cuarzo de alta intensidad, hasta 5000 W de potencia, y se emplean reflectores para llevar los haces de luz hasta la pieza, en un proceso denominado focalización. Este método tiene la desventaja de ser más lento que los métodos tradicionales. Normalmente se lleva a cabo en atmósfera controlada y es especialmente adecuado para materiales muy finos.

#### (7) Soldeo fuerte por Difusión.

A diferencia de todos los procesos anteriormente comentados, este tipo de soldadura fuerte no se distingue por su fuente de calor sino por el mecanismo implicado. Por tratarse de soldeo fuerte existirá una fase líquida formada por el metal de aporte fundido. La unión se forma por la difusión mutua de elementos del metal base y del metal de aporte, de modo que la unión producida tendrá una composición considerablemente distinta al metal base y de aporte. Por otro lado, el metal de aporte no será discernible en la microestructura final [29, 30]. Este proceso se aplica a piezas de espesores muy finos hasta de 25 - 50 mm. La desventaja del método es que requiere relativamente grandes periodos de tiempo (30 min - 24 h), pero permite unir varias partes al mismo tiempo a un coste razonable. El método de calentamiento más frecuente es en horno [31-39].

### **1.2.3. Tensiones residuales generadas durante el enfriamiento en procesos de soldadura fuerte**

Las uniones soldadas, además de las tensiones producidas por la aplicación de cargas externas, sufren la acción de un tipo de tensiones diferentes difícilmente cuantificables, las tensiones residuales. Se trata de tensiones derivadas de los procesos de fabricación, montaje o reparación, que van a estar presentes inevitablemente. Durante el enfriamiento tras el proceso de soldadura, los diferentes coeficientes de dilatación térmica de los sustratos a unir originan deformaciones térmicas que generan tensiones internas en la unión [9, 40, 41].

Estas tensiones internas son difíciles de calcular analíticamente, siendo necesario recurrir a ensayos para poder cuantificarlas. En este sentido se recurre cada vez más frecuentemente a métodos de cálculo por elementos finitos.

En el caso acero/cerámico, dado que el acero presenta en cualquier caso un coeficiente de expansión térmica mayor que el metal cerámico, va a sufrir mayor contracción en el enfriamiento tras el proceso de unión. El problema surge por restricciones en la cara de unión de ambos materiales. La figura 10 ilustra este fenómeno para una unión a tope de dos componentes planos,

obviando el metal de aporte, y asumiendo que a la temperatura de unión los materiales se encuentran en un estado libre de esfuerzos [42, 43].



**Figura 10. Dibujo esquemático de la formación de tensiones residuales tras el enfriamiento para una unión a tope plana. (a) Estado inicial, libre de tensiones; (b) Tras enfriamiento; (c) Tensiones residuales.**

De acuerdo a esta situación, y para equilibrar el balance de tensiones internas, cabe esperar tensiones longitudinales a tracción al filo del material cerámico y tensiones a compresión sobre el acero [42].

Las tensiones residuales y deformaciones mostradas en la figura pueden ser calculadas usando la ley de Hooke ( $\epsilon = E\sigma$ ) y la ecuación para la deformación térmica ( $\epsilon = \alpha\Delta T$ ). En el supuesto caso de dos superficies puramente elásticas y perfectamente unidas a alta temperatura  $T$ , la tensión residual presente en la interfase del metal base tras el enfriamiento a temperatura ambiente  $T_a$ , en condiciones de tensión plana, vendría definido por la ecuación ec.2:

$$\sigma = (E_M E_C / E_M + E_C) (T_a - T) (\alpha_M - \alpha_C) \quad (\text{ec.2})$$

donde  $E_M$  y  $E_C$  es el módulo de Young y  $\alpha_M$  y  $\alpha_C$  el coeficiente de expansión térmica del metal y del cerámico, respectivamente. La condición de equilibrio impone un ajuste de las fuerzas, tensiones, siendo la tensión en el material cerámico igual pero sentido opuesto ( $\alpha_C - \alpha_M$ ).

En definitiva, la tensión residual debida al efecto térmico es uno de los parámetros cruciales en la vida y consistencia de herramientas en ingeniería [44]. Predecir el fallo de sus uniones pasa por analizar las tensiones residuales generadas durante el proceso de enfriamiento, y para ello la simulación por el método de elementos finitos (MEF) es una poderosa herramienta de cálculo.

### 1.3. SIMULACIÓN POR ELEMENTOS FINITOS

Como se ha comentado, en el estudio de uniones soldadas resulta esencial comprender el comportamiento de las tensiones generadas en el material, lo que implica considerar el efecto de parámetros como la temperatura, el tiempo de soldadura, tiempo de enfriamiento o diferentes geometrías y materiales.

Para ello, en la literatura se recoge el empleo de dos tipos de códigos de elementos finitos (MEF) para la modelación de tensiones y deformaciones de soldadura: códigos especializados en modelar este proceso como el SYSWELD, PAM-assembly® o el WELDSIM, y códigos de uso general como ANSYS, ABAQUS, COSMOS M, COSMOS DESING STAR, entre otros, siendo ANSYS y ABAQUS los más presentes en los estudios que se recogen en la bibliografía.

El caso de **ANSYS**, que apareció en el mercado en 1971, es uno de los más versátiles [45, 46]. A pesar de no ser un código especializado, sin duda constituye en la actualidad uno de los más empleados en el modelado de tensiones y deformaciones de soldadura, tanto en modelos bidimensionales como tridimensionales. Por las posibilidades que brinda constituye una potente herramienta para tales efectos, cuyo empleo en los últimos años ha sido reflejado por múltiples autores.

Sin duda, la utilización de modelos numéricos en el estudio de procesos de soldadura resulta muy útil, dado que facilita estudiar las condiciones más óptimas para el proceso basándonos en el análisis de las tensiones residuales generadas. De este modo, se logra reducir costes experimentales, al permitir afinar las condiciones que minimizan la probabilidad de fallo de materiales y uniones, y se promueve la innovación al optimizar el diseño del producto. Esto hace de la simulación la base del desarrollo de nuevos productos, asegurando además la mejora de procesos de producción en masa.

#### 1.3.1. Formulación general

La idea general del método de los elementos finitos es la división de un continuo (cuerpo sólido) en un número finito de pequeñas regiones denominadas elementos, interconectadas entre sí por una serie de puntos llamados nodos. Al conjunto de elementos con sus nodos se denomina malla de los elementos finitos. Cada uno de los elementos que conforman el modelo interactúa con sus vecinos,

de modo que la determinación del comportamiento global del cuerpo requiere la solución de un gran número de ecuaciones simultáneas [47].

Así, por ejemplo, del planteamiento de las ecuaciones de desplazamientos para dichos nodos y su resolución atendiendo a unas condiciones de contorno apropiadas en términos de compatibilidad de desplazamiento nodal [48], se obtendrá el campo de desplazamientos para cada uno de los nodos y, a partir de él, si se desea, el campo de tensiones [49].

Este modelo de resolución responde a la metodología de modelación por elementos finitos aplicada a soldaduras, donde es eficiente, computacionalmente, ejecutar los análisis térmico y estructural separadamente o de forma desacoplada. Físicamente, se asume que las deformaciones no provocan cambios de temperatura apreciables, mientras que los cambios en el estado térmico si causan cambios en el estado mecánico [50].

La mayoría de los autores emplean esta forma de modelo desacoplado como metodología de modelación por elementos finitos de soldaduras.

### 1.3.2. Fundamento matemático del análisis térmico

El análisis térmico mediante elementos finitos viene gobernado por la ecuación ec.3 de transferencia del calor en un cuerpo [51, 52]:

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = q + \lambda_x \left( \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \right) + \lambda_y \left( \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} \right) + \lambda_z \left( \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) \quad (\text{ec. 3})$$

donde  $\rho$  representa la densidad del material,  $c$  el calor específico,  $q$  el calor generado por unidad de volumen, y  $\lambda_i$  ( $i = x, y, z$ ) los coeficientes de conductividad térmica en las tres direcciones (en materiales isotrópicos este valor es el mismo en cualquier dirección).

Como se desprende, el problema térmico se rige por una ecuación diferencial no lineal, debido a que las propiedades termo-físicas del material son dependientes de la temperatura.

Las pérdidas de calor al medio circundante por convección se consideran con el empleo de la ecuación de la ley de Newton, ec. 4 [51, 52]:

$$q_c = h(T - T_0) \quad (\text{ec. 4})$$

donde  $h$  representa el coeficiente de convección,  $T_0$  la temperatura ambiente (se asume 298 K) y  $T$  la temperatura de la superficie.

En cuanto a las pérdidas por radiación, regidas por la ecuación de Stefan Boltzman, ec.5:

$$q_r = e B (T^4 - T_0^4) \quad (\text{ec. 5})$$

donde  $e$  es la emisividad de la superficie del cuerpo y  $B$  la constante de Stefan-Boltzmann, no van a tenerse en cuenta en este estudio.

### 1.3.3. Fundamento matemático del análisis estructural

El análisis estructural de la soldadura mediante MEF es aún más complejo que el anterior. Este análisis se basa en calcular la deformación total que se produce producto del proceso de soldeo como la suma de la deformación elástica, plástica y térmica, ec.6 [51, 53]:

$$\epsilon_{\text{Total}} = \epsilon_e + \epsilon_p + \epsilon_{\text{term}} \quad (\text{ec. 6})$$

donde  $\epsilon_e$ ,  $\epsilon_p$  y  $\epsilon_{\text{term}}$  representa la deformación elástica, plástica y térmica respectivamente.

La deformación térmica del cuerpo se obtiene a través de la conocida relación física de dilatación térmica, ec. 7 [53]:

$$\epsilon_{\text{term}} = \alpha(T - T_{\text{ref}}) \quad (\text{ec. 7})$$

donde  $\alpha$  representa el coeficiente de dilatación lineal del material,  $T$  es la temperatura instantánea y  $T_{\text{ref}}$  es la temperatura de referencia para la que la deformación térmica es nula y corresponde a la temperatura máxima de soldeo en procesos de enfriamiento.

La componente elástica se determina directamente por la Ley de Hooke empleando el módulo de elasticidad termo-dependiente.

La determinación de la componente plástica es la más compleja, ya que primeramente se debe establecer el dominio elástico que normalmente se define en base al criterio de fluencia de von Mises, ec. 8:

$$\sigma_{\text{eq}} - \sigma_e < 0 \quad (\text{ec. 8})$$





donde  $\sigma_e$  representa el límite de elasticidad y  $\sigma_{eq}$  la tensión equivalente de von Mises, definida por la conocida ecuación, ec. 9 [53]:

$$\sigma_{eq} = 1/\sqrt{2}[(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_x - \sigma_z)^2 + 6(\tau_{xy} + \tau_{yz} + \tau_{xz})^2]^{1/2} \quad (\text{ec. 9})$$

donde  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$ ,  $\sigma_z$  y  $\tau_{xz}$  son las tensiones normales y tangenciales que definen el estado tensional triaxial de un punto y  $\sigma_{eq}$  la tensión normal uniaxial equivalente.

De modo que se considera que la deformación plástica se inicia cuando se cumple la condición ec. 10:

$$\sigma_{eq} - \sigma_e = 0 \quad (\text{ec. 10})$$

El modelo de material en ANSYS que se debe emplear es el de **plasticidad con razón independiente**; éste asume que las deformaciones plásticas se desarrollan instantáneamente y son independientes del tiempo. Dentro de este modelo se considera el modelo bilineal por conducir a resultados precisos [50]. Para definirlo sólo se declara la variación del límite elástico, el módulo de Young y el módulo tangente con la temperatura.

Así, el sistema que se considera es el de un material con endurecimiento por deformación considerando el modelo bilineal de endurecimiento isotrópico. El coeficiente de endurecimiento por deformación en función de la temperatura viene definido por ec. 11:

$$H' = \frac{d\sigma_y}{d\epsilon^p} \quad (\text{ec. 11})$$

donde  $d\sigma_y$  es el incremento del límite elástico, y  $d\epsilon^p$  el incremento de la deformación plástica [51].

La superficie representada por las ecuaciones ec. 9 y ec. 10 se conoce como superficie de fluencia del material, y es el criterio que se selecciona como comportamiento mecánico del material, en lo que coinciden prácticamente todos los autores [50-52, 54-57].

### 1.3.4. Tipos de elementos

ANSYS cuenta con una gran variedad de elementos caracterizados por su forma, número de nodos y grados de libertad. Los elementos pueden ser puntuales, lineales, superficiales, volumétricos..., y pueden estar en espacios bi o tridimensionales. Cada nodo tiene ciertos grados de libertad que caracterizan la respuesta del campo (las ecuaciones diferenciales que representan el problema que se quiere resolver). Los grados de libertad (desplazamientos, potenciales, temperaturas, etc.) del elemento nos indicarán para qué análisis es apto, térmico o estructural, entre otros [45, 46].

Dado que para simular soldaduras se aplica un modelo desacoplado [49, 50], los resultados obtenidos del análisis térmico, campo de distribución de temperaturas, se utilizará para realizar el análisis de esfuerzos térmicos inducidos en los materiales de la pieza. Para ello se debe redefinir, entre otros, el tipo de elemento usado. Sin embargo, para garantizar que geoméricamente el mallado no cambie y que la posición y numeración de nodos permanezca idéntica, lo que es imprescindible a la hora de aplicar las cargas de temperatura, se debe respetar la correcta correlación entre los elementos térmicos y los estructurales que han de usarse.

La Tabla 1 muestra las características de los diferentes elementos de los que disponemos para realizar análisis térmicos. La Tabla 2, a modo de ejemplo, muestra la correlación entre algunos de esos elementos con el correspondiente estructural.

**Tabla 1. Tipos de elementos para análisis térmicos en ANSYS [47].**

TIPO DE ELEMENTO	ELEMENTO	CARACTERÍSTICAS
LINK	LINK32	Conducción lineal en 2D, 2 nodos
	LINK33	Conducción lineal en 3D, 2 nodos
	LINK34	Convección lineal en 3D, 2 nodos
PLANE	PLANE35	Triángulo, 6 nodos
	PLANE55	Cuadrilátero, 4 nodos
	PLANE75	Armónico, 4 nodos
	PLANE77	Cuadrilátero, 8 nodos
	PLANE78	Armónico, 8 nodos
SHELL	SHELL57	Cuadrilátero, 4 nodos
SOLID	SOLID70	Hexaedro, 8 nodos
	SOLID87	Tetraedro, 10 nodos
	SOLID90	Hexaedro, 20 nodos

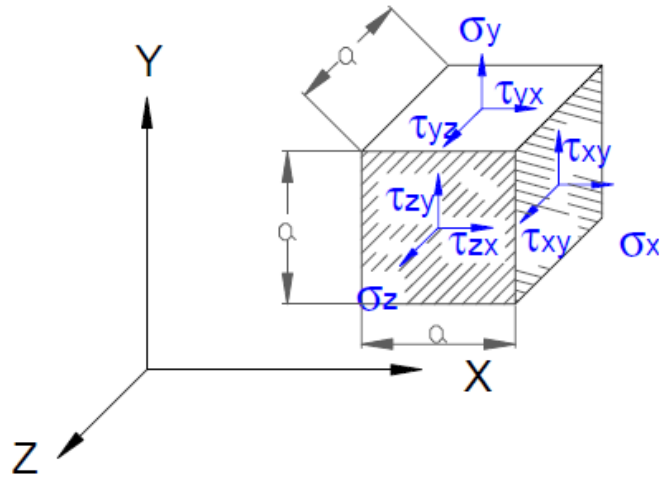
**Tabla 2. Correlación entre elementos para análisis térmico y de esfuerzos inducidos.**

Elemento para análisis térmico	Características	Elemento para análisis estructural de esfuerzos térmicos inducidos	Características
SHELL 57	Cuadrilátero, 4 nodos, 1 grado libertad (T)	SHELL 63	6 grados de libertad (3 traslación, 3 rotación), 4 nodos
SOLID 70	Tridimensional Hexaedro, 8 nodos, grado libertad (T)	SOLID 45	3 grados de libertad (traslación), 8 nodos
SOLID 87	Tridimensional Tetraedro, 10 nodos, grado libertad (T)	SOLID 92	3 grados de libertad (traslación), 10 nodos
SOLID 90	Tridimensional Hexaedro, 20 nodos, grado libertad (T)	SOLID 95	3 grados de libertad (traslación), 20 nodos
PLANE 55	Bidimensional Cuadrilátero, 4 nodos, grado libertad (T)	PLANE42	3 grados de libertad (traslación), 4 nodos

El tipo de elemento seleccionado dependerá del análisis a realizar, del tipo de estructura a diseñar y de las soluciones que cabe esperar. De forma genérica, los elementos de tipo SOLID se emplean en modelados tridimensionales, los elementos SHELL encuentran gran aplicación en el modelado de estructuras hechas a partir de láminas o en elementos de pared delgada y los PLANE, en cambio, en representación de sistemas axisimétricos (tridimensional) o en estados de deformación planos (bidimensional).

### 1.3.5. Estados de esfuerzo o deformación planos

En el estudio de esfuerzos en condiciones generales, el estado general de carga en un punto dado  $Q$  puede representarse con la ayuda de un elemento cúbico diferencial como el mostrado en la figura 11. Cada una de las caras puede estar sometida a un esfuerzo normal; las componentes mostradas son  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$  y  $\sigma_z$ , que representan los esfuerzos normales en las caras perpendiculares a los ejes X, Y y Z. Los esfuerzos cortantes representados se nombran utilizando dos subíndices; el primero indica la superficie sobre la que se ejercen y el segundo indica la dirección de la componente. Así,  $\tau_{xy}$  indica un esfuerzo cortante ejercido sobre la cara perpendicular al eje X, y que actúa en la dirección Y. La figura 11 representa las direcciones positivas de cada uno de los esfuerzos.

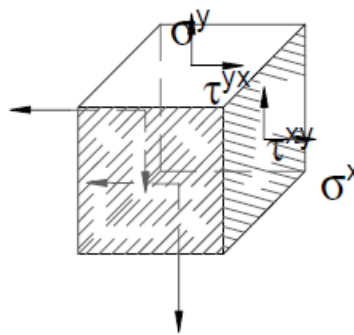


**Figura 11. Estado general de carga [58].**

Según el teorema de Reciprocidad de tensiones tangenciales, estableciendo el equilibrio de momentos, se deduce que las tensiones tangenciales con subíndices cambiados de orden, es decir, perpendiculares y definidos en un mismo plano, son iguales.

$$\tau_{xy} = \tau_{yx}; \tau_{xz} = \tau_{zx}; \tau_{yz} = \tau_{zy} \quad (\text{ec. 12})$$

Se define [58] el estado de esfuerzo plano como la situación en la que dos de las caras del cubo de la figura 12 están libres de esfuerzo. Si el eje Z se escoge perpendicular a esas caras, se tiene  $\sigma_z = \tau_{zx} = \tau_{zy} = 0$ , y las únicas componentes restantes son  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$  y  $\tau_{xy}$ , como se observa en la figura 12.



**Figura 12. Estado de esfuerzo plano [58].**

### 1.3.6. Tipos de análisis

El método de los elementos finitos [58], y en concreto el software ANSYS, permite dos tipos de análisis térmico: uno en estado *estable* o constante, que no considera al tiempo como factor en el análisis, y otro *transitorio*, en los que las condiciones, bien las cargas o las cantidades térmicas a determinar, son variables con el tiempo. A su vez, cuando las propiedades de los materiales dependen de la temperatura, el análisis se denomina no-lineal. En muchas ocasiones, establecer las propiedades termo-dependientes del material presenta una gran problemática pues no se dispone de los datos en la bibliografía.

Por otro lado, existen en ANSYS dos métodos de solución para resolver problemas estructurales: el método-h y el método-p. El método-p es una excelente manera de resolver problemas con el nivel de precisión que se desee empleando mallados gruesos. La principal ventaja de este método es que utiliza una malla constante, normalmente más gruesa que la que se emplearía en el método-h, su precisión en las soluciones y su velocidad. El método-h, a diferencia del anterior, no utiliza una malla constante si no una adaptativa, siendo necesario afinar el tamaño de la misma para conseguir una mayor precisión de resultados. Esto hace que la velocidad de resolución del análisis sea menor, ya que el tiempo de resolución es proporcional al número de nodos que se definen [53].

### 1.3.7. Criterios de convergencia

Cuando se realiza un modelo se debe recurrir al análisis de la convergencia para seleccionar el tamaño correcto de los elementos en el mallado y, de este modo, obtener el mínimo de error en los resultados. La convergencia define que al refinar progresivamente la malla, la solución numérica se aproxima, tanto como se desee, a la solución exacta del fenómeno que se representa (Figura 13).

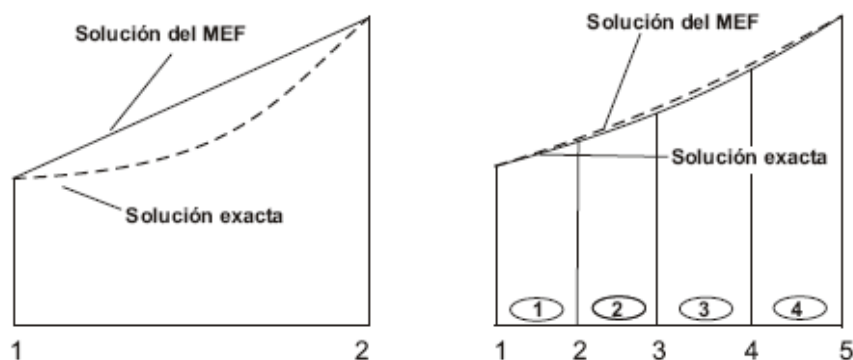


Figura 13. Forma de solución del método de los elementos finitos [47].

Este es un factor que debe garantizar que los resultados del cálculo no dependan de la densidad del mallado [59, 60, 61]. Como método de solución aproximada se puede plantear entonces que los paquetes MEF posibilitan encontrar las magnitudes desconocidas en determinados puntos y con determinada cercanía a la solución exacta, precisión que, como se ha mencionado, mejora con el aumento del número de elementos, es decir, aumentando la densidad de mallado.

Como se puede observar en la figura 13, la solución obtenida mediante MEF se acercará más a la solución exacta siempre que se aumente el número de elementos que conformará el mallado del modelo. A este estudio previo, como se ha referido anteriormente, se le denomina análisis de la convergencia. Es de suma importancia tener presente que se debe ajustar la malla hasta una densidad requerida, de manera que no se utilicen elementos más pequeños de lo necesario, evitando así aumentar el costo computacional, la complejidad de las ecuaciones y el tiempo de cálculo [61].

Debido a que la temperatura, los esfuerzos y las deformaciones cambian muy rápidamente en la zona cerca de la soldadura, resulta útil utilizar una malla fina en esta región, para lograr exactitud y resolución, combinada con una malla gruesa en aquellos sitios alejados de la zona de unión, de modo que se reducen los costos computacionales sin sacrificar la exactitud [61].



## **1.4. ESTADO DEL ARTE DE LA SIMULACIÓN EN PROCESOS DE SOLDEO**

### **1.4.1. Análisis de resultados bibliográficos**

Desde que Hibbit y Marcal [62] dieron el primer paso al aplicar un análisis por elementos finitos para predecir las tensiones residuales generadas en un conjunto soldado, las publicaciones sobre modelación mediante MEF de soldaduras se han ido multiplicado en las sucesivas décadas. Sin duda, es un campo de grandes posibilidades en el que se requiere seguir avanzando en aras de alcanzar la mayor exactitud en la descripción de los sistemas y resolver, a bajo coste, importantes problemas de la industria. Un artículo esclarecedor a este respecto es el publicado recientemente por Moseley S.G. [9] donde demuestra el gran papel que juega la simulación MEF al optimizar, en su caso, el diseño y fabricación de herramientas mediante la mejora del carburo empleado.

La revisión bibliográfica sobre simulación termodinámica de procesos de soldadura en sistemas semejantes al que aquí se aborda, muestra que el estudio, combinado con resultados experimentales, se centra en optimizar los parámetros de soldadura. Dos grandes retos de las uniones soldadas brazing son evitar la formación de compuestos intermetálicos frágiles en la unión y reducir la gran tensión residual generada en esa misma región por la diferencia de propiedades entre los materiales a unir. Por ello, los trabajos se focalizan en la investigación sobre cómo controlar la formación de fases frágiles y reducir la tensión residual para asegurar la integridad de la estructura, analizando por MEF la influencia de parámetros como geometría en el diseño de la pieza, propiedades de materiales, composición del material de aporte, o la estrategia en el aporte de calor.

Se revisan a continuación las investigaciones actuales dedicadas al estudio de la propia simulación, para pasar a centrarnos en estudios de optimización de parámetros experimentales.

#### **1.4.1.1. Estudios sobre la propia simulación**

A la hora de realizar la simulación numérica de un proceso es muy importante la precisión en la descripción del mismo para obtener resultados fiables y acordes a los experimentales. Por esta razón existen varios estudios orientados a analizar aspectos de cálculo como, por ejemplo, el método de modelado del desplazamiento de la fuente de calor en soldadura laser, la conveniencia de emplear propiedades constantes con la temperatura o no, la fiabilidad de los modelos bidimensionales o el tamaño aceptable de elemento para el mallado. El objetivo es, contrastando



las soluciones con resultados experimentales, establecer criterios eficaces en la descripción de los sistemas.

Analizamos algunos de estos estudios a continuación.

#### **a. Termo-dependencia de las propiedades físicas**

Los programas de elementos finitos mencionados de aplicación general permiten tener en cuenta, a partir de la creación de las denominadas “curvas de temperatura”, la no linealidad que representa el comportamiento termo-dependiente de las propiedades físicas y mecánicas del material.

A la hora de adoptar la variación de las propiedades con la temperatura para construir la simulación se han de tener en cuenta varios aspectos. Mientras más curvas de temperatura son consideradas por el programa de elementos finitos, mayor es el tiempo computacional necesario para la solución del problema. Existe, por otro lado, una dificultad para disponer de las propiedades del material en función de la temperatura, especialmente en el rango de altas temperaturas, siendo necesario, si no se recoge en algún estudio previo de la bibliografía, realizar estudios experimentales para el material en concreto que se esté modelando [56] o bien adoptar la curva de temperatura de materiales similares o del mismo grupo, aceptando la aproximación pues los valores varían relativamente poco en algunos casos [51].

No hay un criterio establecido sobre la influencia de la termodependencia de las propiedades físicas en la fiabilidad de los resultados de simulación, es decir, a la hora de considerar modelos lineales o no-lineales y, en este caso, qué propiedades considerar termo-dependientes.

Existen trabajos de simulación del proceso de soldadura como los publicados por Elvira G. [63] o por Bullón W. [64] en los que no se considera la termo dependencia de las propiedades físicas. Sin embargo, trabajos como los de Bang I. W. [65], Cronje M. [66], García Y. [47], Morejón J. P. [50], sí se tiene en cuenta y se recomienda considerar la termo-dependencia de la conductividad térmica y del calor específico al realizar un análisis térmico. En todos los trabajos publicados en los últimos años se contempla el uso de datos de propiedades en función de la temperatura, tanto de las propiedades térmicas (conductividad y calor específico para análisis térmicos) como mecánicas para análisis estructurales [42].

Se cuenta entre la bibliografía con estudios dedicados específicamente a valorar la influencia que tiene, sobre la solución final ofrecida por un modelo de elementos finitos que simula la soldadura, el considerar o no la termo-dependencia de las propiedades físicas del material (conductividad térmica y calor específico fundamentalmente). Este es el caso de los trabajos de Lindgren L. [67], Zhu X. K [68], Beghini M. [69] y Morales F. R. [57].

Para una aleación de aluminio 5052 H32, Zhu X. K. [52, 68] analizó la influencia de considerar como termo-dependientes a cada una de las tres propiedades físicas que pueden ser catalogadas como primarias para el desarrollo de un análisis térmico: densidad, calor específico y conductividad térmica. El autor concluye que, para la aleación estudiada, solo la termo-dependencia de la conductividad térmica tiene algún efecto en el campo de temperaturas variables que se origina durante la soldadura, siendo despreciable la influencia de considerar la variación del calor específico y la densidad.

El estudio desarrollado por Beghini M. [69] aborda la simulación de la soldadura de largas placas de acero perforadas, empleadas en la fabricación de intercambiadores de calor. En su trabajo concluye que la termo-dependencia de las propiedades tiene un ligero efecto en el resultado de los análisis térmicos y que debe evaluarse la posibilidad, para determinadas aplicaciones, de emplear valores constantes de las propiedades.

Los resultados del estudio realizado por Morales F. R. [57] con placas de acero con bajo contenido de carbono y baja aleación indican que, cuando no se considera termo-dependencia de la conductividad térmica y del calor específico, o cuando solo la primera se considera, se obtienen valores sobrestimados de temperatura. Por otra parte, si sólo se considera la termo-dependencia del calor específico, los valores de temperatura obtenidos son cercanos (en alrededor de un 5%) a los que se obtiene en el caso de considerar las dos propiedades (condición en que se desarrolla el fenómeno físico real).

## **b. Modelos geométricos y refinado de malla**

En las simulaciones MEF el refinado de la malla supone lecturas de tensión mayores que irán convergiendo a una solución final [47, 59-61]. Conviene, por tanto, asegurarse de haber alcanzado la convergencia de resultados para validar la fiabilidad de los resultados.

En el trabajo de Pozo M. [50] se analiza por MEF, con aplicación de carga térmica móvil, una placa de 250 mm x 180 mm con mallas de 1050, 1300 y 4080 elementos ( tamaños de elemento de 5x6, 2.5x3 y 1.2x2 mm respectivamente), comparando los resultados con los experimentales. Concluye que, para su modelo estudiado, las mallas intermedia y fina se ajustan a los valores experimentales, presentando un error relativo entre sí inferior al 10% que acepta como despreciable validando el modelo intermedio.

A modo de referencia citar ejemplos de mallados empleados en la bibliografía para geometrías similares de estructuras de placas de alerones:

- Jiang W. [70] emplea un modelo basado en 972 elementos para una pieza de aproximadamente 3x2 mm. Los valores máximos de tensión que obtiene son inferiores a 300 MPa.
- Xie Q. [71] emplea 1984 elementos para piezas de 3x3 mm aprox. Obtiene un valor máximo de tensión por debajo de 300 MPa.
- Gong. J. [72] emplea 3579 elementos en una pieza similar de dimensiones de 3x3 mm aproximadamente, obteniendo tensiones por debajo de 300 MPa.
- Jiang W. [73] emplea 18408 elementos en modelos de dimensiones aproximadamente 6x3 mm, obteniendo valores máximos de tensión de hasta 500 MPa.

### **c. Modelos bidimensionales**

Zhu L. [52] hace notar que, debido al coste computacional, hasta la década de los 80s los estudios se centraron en análisis bidimensionales. Sin embargo, los posteriores avances en potencia computacional convirtieron los análisis tridimensionales en procesos mucho más factibles.

A pesar de ello, hoy en día, en muchos estudios se recurre a simplificaciones bidimensionales por responder satisfactoriamente a los fenómenos analizados [41, 47, 52, 54, 70-76]. Entre ellos, los trabajos de Gong J. y Jiang W. [70, 72] destacan por ser unos de los trabajos en 2D más exhaustivos, recurriendo a estudios 3D solo en el caso de evaluar aspectos concretos en el conjunto de la pieza.

Monti R. [56] justifica el empleo de un modelo bidimensional en base a que una malla tridimensional llegaría a ser muy compleja y requeriría un gran número de grados de libertad para lograr una correcta simulación del proceso de soldadura brazing. Afirma que el análisis 2D es apto para definir y evaluar la correcta construcción de modelos, sus cargas térmicas y las propiedades de los materiales, así como para evaluar la importancia de parámetros como el grosor de la unión. Se

reserva la construcción en tres dimensiones para estudios en detalle de alguno de los resultados obtenidos previamente en 2D.

#### **1.4.1.2. Estudios sobre optimización de la soldadura**

##### **a. Simulación termodinámica**

En la revisión bibliográfica sobre simulación termodinámica en sistemas semejantes al que aquí se aborda, encontramos trabajos de simulación numérica dedicados al estudio de los campos de temperatura transitorios y del gradiente de temperatura producido en la zona de unión durante los procesos de soldeo. El objetivo es controlar, según diagramas de fases, la formación de fases intermetálicas que pudiesen debilitar la soldadura y la pérdida de elementos de aleación de la unión [77, 78].

Por medio de elementos finitos se simula el progreso de los campos de temperatura en la zona afectada por el calor. En el trabajo de Sejc P. [77] el objetivo era establecer por simulación un ciclo térmico correcto para evitar la evaporación de elementos protectores de la corrosión como el cinc. En los estudios realizados por Mathieu A. [78], la simulación numérica del gradiente térmico y la termografía se aplicó al control de temperatura durante la soldadura brazing y al estudio de la formación de fases intermetálicas que podrían debilitar la unión en el sistema acero/aluminio.

El estudio de Zhao S. [55] analiza campos de temperatura para diferentes potencias y velocidades de barrido en soldadura laser, concluyendo que la formación de compuestos intermetálicos indeseables podría evitarse reduciendo el grosor de la capa de reacción al controlar el aporte de calor.

En esta misma línea, Chen S. [79] determina mediante MEF el modo de punta de láser óptimo para obtener un campo de temperatura adecuado en la interfase que favorezca la obtención de reacciones más uniformes, lo que permitirá un mayor control de la formación de compuestos no deseados.

##### **b. Simulación termomecánica**

Otra gran parte de estudios sobre simulación brazing abordan el estudio termomecánico de la acumulación de tensiones en la unión. Los estudios de simulación trabajan en base a diferentes

variables: el metal de aporte empleado y sus propiedades y composición, el grosor de la unión, es decir, el gap de la zona de soldadura, la temperatura o la geometría.

En los estudios sobre la importancia de las propiedades del metal de aporte destaca el trabajo desarrollado por He Y. [42] que simula la unión brazing acero 42CrMo - cermet Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> con material de aporte AgCuTi. Los resultados, contrastados con los experimentales, indican que además de la diferencia en el coeficiente de expansión térmica de los materiales a unir, la habilidad para la deformación plástica del material de aporte fue uno de los factores que determinaron el nivel de tensión residual en la junta de unión. Para el caso estudiado, el máximo valor de tensión a tracción axial fue siempre encontrado en la región del material cerámico cerca de la interfase, mientras que el máximo de tensión a compresión se localizó sobre el acero. Por otro lado, la gran deformación plástica se concentró en el material de aporte cerca de la interfase de reacción con el cermet, disminuyendo sus valores cerca del acero.

Otros estudios para sistemas de uniones por difusión-brazing permiten establecer cómo materiales de aporte de determinada composición logran reducir las tensiones residuales en la unión estudiada. Así, Zhang J. [80] afirma que aportes de composición Ni y Cr, en las uniones alúmina-acero, son capaces de minimizar parcialmente las tensiones residuales. De modo semejante, el trabajo de Alegría J. [81], dedicado a uniones difusión-brazing en sistemas Acero/WC-Co, analiza la unión con empleo de diferentes metales de aporte, base Cu o base Ni-Cu (Monel), y concluye que los mejores resultados se obtienen para el empleo de metal de aporte Monel.

Algunas investigaciones muestran que el empleo de múltiples capas de intermediarios dúctiles, reduce notablemente las tensiones de la unión [44, 75]. Park J.-W. [75] realiza un estudio específico para uniones brazing cerámico-metal sobre el efecto que las diferentes propiedades del material de aporte tienen sobre la energía de deformación de la unión. Trabajó con modelos de materiales de aporte ficticios y con su diseño en múltiples intercapas a fin de revelar el importante papel que juega este aporte a la hora de reducir la energía de deformación y aumentar así la resistencia de la unión. Los materiales ficticios se diseñaban, por ejemplo, con las propiedades termofísicas del Ni pero con diferente coeficiente de expansión térmica. Los resultados experimentales confirmaron que la energía de deformación era una buena medida del endurecimiento de la unión.

En una línea parecida, los estudios de He Y. [42], para la unión a tope brazing cermet-acero, examinan la influencia de considerar material de aporte con estructura de múltiples capas con

diferente grado de composición, en función del material con el que esté esa cara en contacto, cermet o acero. Los resultados de simulación y experimentales concluyen tres tipos de fracturas correspondiendo a diferente grado de composición de las capas: iniciadas en el filo del metal duro cercano a la interfase, con propagación por metal duro o por el aporte, y fractura localizada sobre la estructura del aporte.

Otro trabajo específico en el estudio de uniones con capas intermedias de composición gradual es el desarrollado por Xu J. [54] para el sistema  $\text{MoSi}_2$ /acero 316L. Las tensiones residuales en la unión son mínimas para los valores óptimos de coeficiente de distribución, número y grosor de capas de 0.8, 1.0 y 9 mm, respectivamente.

Una segunda línea de investigación, recogida mayoritariamente en la bibliografía, se centra en el estudio de la influencia del grosor de la unión. En estudios publicados por Nowacki J. y Kawiak M. [1, 8] se trabaja precisamente el sistema WC-Co/Acero por soldeo brazing con empleo de metal de aporte Cu. Por simulación con sistema *ADINA R&D* por elementos finitos y validado experimentalmente, se analiza la influencia del grosor de la unión en los valores de la tensión local y en la disminución de rigidez de la soldadura. Previamente se determinaron las propiedades mecánicas de la unión soldada mediante experimentos de cizalla, siendo estos resultados experimentales la base para establecer los parámetros del modelo teórico elegido y verificar el mismo. En la unión analizada las tensiones residuales se reducen para grosores en el rango 0.5 – 0.1 mm, aumentando la rigidez de la unión para distancias mayores.

El trabajo de Jiang W. [73] contempla el estudio del efecto del grosor del material de aporte en la tensión de rotura para soldadura brazing de una estructura de acero inoxidable de alerones de placas. Concluye que la tensión a rotura aumenta con el grosor del aporte estabilizándose para grosores de aporte entre 105 – 140  $\mu\text{m}$ , disminuyendo bruscamente para grosores mayores.

Se hace notar que, aunque la mayoría de publicaciones versan sobre la influencia de los parámetros del metal de aporte, también se cuenta con estudios que analizan la composición óptima del cermet. Es el caso del trabajo de Guo Z. [7] donde se estudia el efecto del contenido en  $\text{Mo}_2\text{C}$  del cermet en uniones por difusión de carburos base Ti y acero.

Otras investigaciones a destacar son los resultados publicados por Zhang J. [82, 83] para estudios por elementos finitos y experimentales de la unión brazing entre carburos cementados y acero, mostrando que las tensiones residuales, concentradas mayormente en la zona del carburo próxima a

la unión, adquirirían valores inferiores en el caso de la aplicación de esfuerzos de compresión durante el enfriamiento y en consecuencia valores de resistencia a la fractura mayores.

Un estudio de Jiang W. C. [74] sobre soldaduras brazing de reparación de planchas con revestimiento de acero inoxidable, discute la influencia de la cantidad de aporte de calor en la tensión residual. Para su geometría de estudio concluye que las tensiones disminuyen en el interior de la unión con el aumento de aporte de calor, mientras que en la zona afectada por el calor las tensiones transversales se relajan permaneciendo inalteradas las tensiones longitudinales.

Por último resaltar el trabajo de Gong J. y Wenchun J. [70, 72, 84], dónde los autores realizan un exhaustivo estudio de la influencia de nueve parámetros en la generación de tensiones residuales para soldadura brazing de estructuras de alerones de placas de acero inoxidable. Concluye que la diferencia de materiales, el grosor de la unión, la aplicación de cargas y los diferentes grosores y alturas para una estructura de aletas, afectan de modo significativo a la distribución de tensión, mientras que la temperatura de soldeo apenas tiene influencia sobre dicho parámetro. En este caso se obtiene que las tensiones se reducen al aumentar el grosor de la unión de 30  $\mu\text{m}$  a 100  $\mu\text{m}$ , por disminución del gradiente de deformación del aporte, siendo en cualquier caso las tensiones longitudinales las claramente determinantes de la resistencia de la unión.

#### **1.4.2. Conclusiones de los antecedentes bibliográficos**

En síntesis, los antecedentes más relevantes encontrados que permiten optimizar la simulación llevada a cabo en el presente trabajo, se pueden resumir en lo siguiente:

- El método de elementos finitos permite una descripción relativamente exacta de la geometría, tensión y propiedades de un objeto real complejo, por lo que proporciona resultados acordes con los experimentales [9, 84].
- La simulación por elementos finitos en dos dimensiones proporciona resultados válidos y de interés para el diseño experimental [56, 72].
- El método de elementos finitos es efectivo para el cálculo de las tensiones residuales en uniones brazing en cuanto que es capaz de determinar de forma precisa la distribución de tensiones a lo largo de toda la unión siempre y cuando se disponga de datos precisos para los materiales empleados [9, 42].

- Se establece el método de elementos finitos como el más efectivo dentro de los métodos de aproximación propuestos por la teoría de la elasticidad y plasticidad, proporcionando resultados en forma numérica por análisis numérico simple [1, 8].
- La simulación por elementos finitos proporciona información sobre el estado de tensiones y la localización de la tensión máxima, lo que permite explicar las fracturas observadas y definir las propiedades más convenientes de los materiales para asegurar una buena unión [9].
- Los resultados de la simulación se corresponden perfectamente con la fractografía observada tras la realización de ensayos mecánicos [80].
- Los resultados de simulación y experimentales proporcionan una interesante guía a la hora de elegir una apropiada composición y estructura del material de aporte [42, 72, 75, 80, 81].
- La zona débil de la unión siempre es el material de aporte y la intercara crítica la compartida con el metal duro debido a la mayor concentración de tensiones. Los nodos más críticos y sometidos a estudio corresponden en la mayoría de los casos a los nodos de las intercaras en la superficie.
- Los máximos de tensión residual se localizan sobre la unión o sobre el metal duro [42, 82, 83, 85].
- Siempre que se disponga de datos confiables de termo dependencia de las propiedades físicas, estos se deben emplear en la modelación con elementos finitos (tanto el calor específico como la conductividad térmica), independientemente del aumento en el consumo de tiempo computacional que esto implica.
- El diseño de la pieza para esta tesis podría orientarse a un estudio tridimensional definiendo un comportamiento axisimétrico del elemento de mallado empleado, al considerarse sólido de revolución. Sin embargo, la bibliografía [76] nos refiere a realizar preferiblemente simulaciones válidas en dos dimensiones, evitando altos tiempos de computación.
- En el caso que nos ocupa, se podrá no considerar la variación de la densidad con la temperatura. Las propiedades térmicas del acero en función de la temperatura pueden ser asumidas iguales a las del acero de baja aleación y carbono proporcionadas en Morales F. R. [57]. Para las propiedades mecánicas tanto del carburo como del acero se dispone de datos específicos en la bibliografía [86, 87].





## **2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL**

---



## 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

### 2.1. MATERIALES DE PARTIDA

#### 2.1.1. Acero 90MnCrV8

El acero estudiado para su posterior aplicación en procesos de soldadura fuerte, acero de herramientas para trabajado en frío con denominación UNE 90MnCrV8, fue suministrado por la empresa Aceros IMS, Int. S.A., en forma de barras de 6 m de longitud y 25 mm de diámetro, y en estado de recocido.

Como muestra su composición (Tabla 3), el aleante mayoritario es el manganeso, elemento gammágeno, el cuál amplía el intervalo de estabilidad de la fase  $\gamma$ . Este aleante aumenta además el límite elástico y afina la estructura de la perlita, disminuyendo el tamaño de grano y provocando un endurecimiento de la ferrita al entrar en solución sólida. La composición produce un desplazamiento de las curvas de transformación de equilibrio hacia temperaturas y contenidos de carbono inferiores, lo que favorece la transformación martensítica [10, 14].

**Tabla 3. Composición química del acero UNE 90MnCrV8/AISI O1.**

Elementos	C	Mn	Si	P	S	Cr	V	Fe
Composición % en peso	0.910	1.980	0.170	0.015	0.009	0.430	0.080	Bal.

Las modificaciones del diagrama Fe-C por estos aleantes responden a los siguientes valores:

- $A_1 = 714\text{ }^{\circ}\text{C}$  (987 K).
- $A_{c3} = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$  (973 K).
- Temperatura recomendada de austenización:  $760\text{ }^{\circ}\text{C}$  (1033 K).
- Temperatura de transformación Bainítica: Inicio  $445^{\circ}\text{C}$  (718 K), fin  $324\text{ }^{\circ}\text{C}$  (1047 K).
- Temperatura inicio de la transformación Martensítica: Inicio  $200\text{ }^{\circ}\text{C}$  (923 K), fin  $216\text{ }^{\circ}\text{C}$  (489 K).

Las curvas TTT de este tipo de aceros (Figura 14) están desplazadas hacia tiempos más largos que los aceros al carbono, las líneas  $M_s$  y  $M_f$  se encuentran a temperaturas inferiores, aumentando así la templabilidad [86].

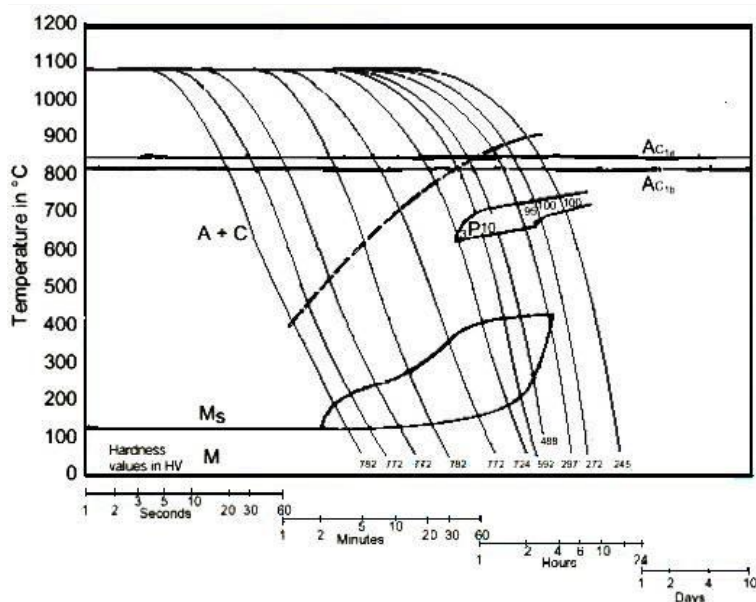


Figura 14. Diagrama TTT del acero 90MnCrV8 [86].

En la figura 15 se muestra la microestructura de este acero, observándose una microestructura homogénea de carburos precipitados en una matriz ferrítica.

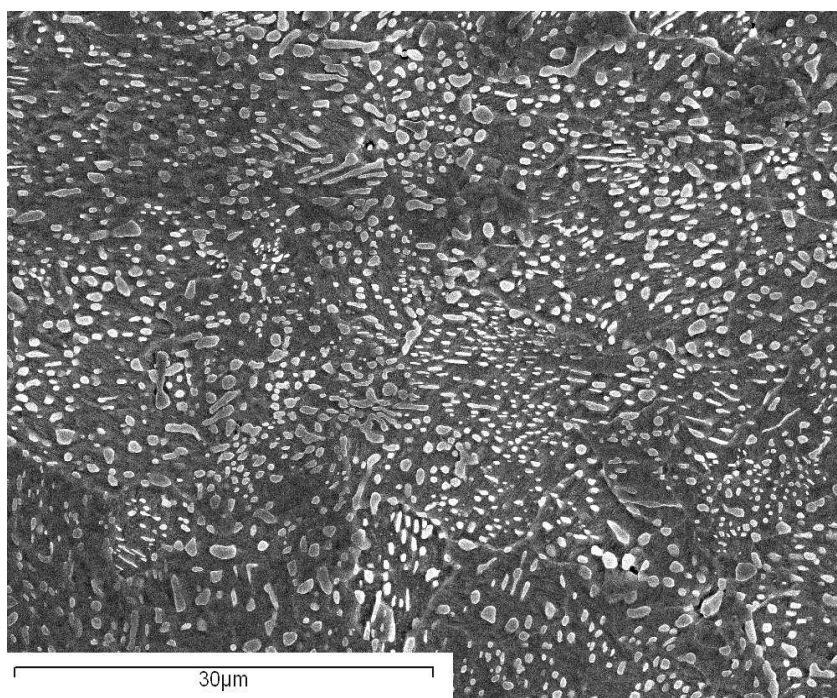


Figura 15. Imagen SEM de la microestructura del acero 90MnCrV8.

### 2.1.2. Metal duro

El metal duro empleado para las uniones con el acero 90MnCrV8 fue un carburo de wolframio (WC-Co) con un 10% en peso de Co, de denominación MF18. El material fue suministrado en forma de cilindros de dimensiones: 25 mm de longitud y 10 mm de diámetro, por la empresa FMD S.A.L.

La microestructura del WC-Co (Figura 16) está formada por cristales ideomórficos de WC. Se puede comprobar que algunos cristales de WC están íntimamente unidos entre sí, por los procesos de difusión que tuvieron lugar durante su sinterización.

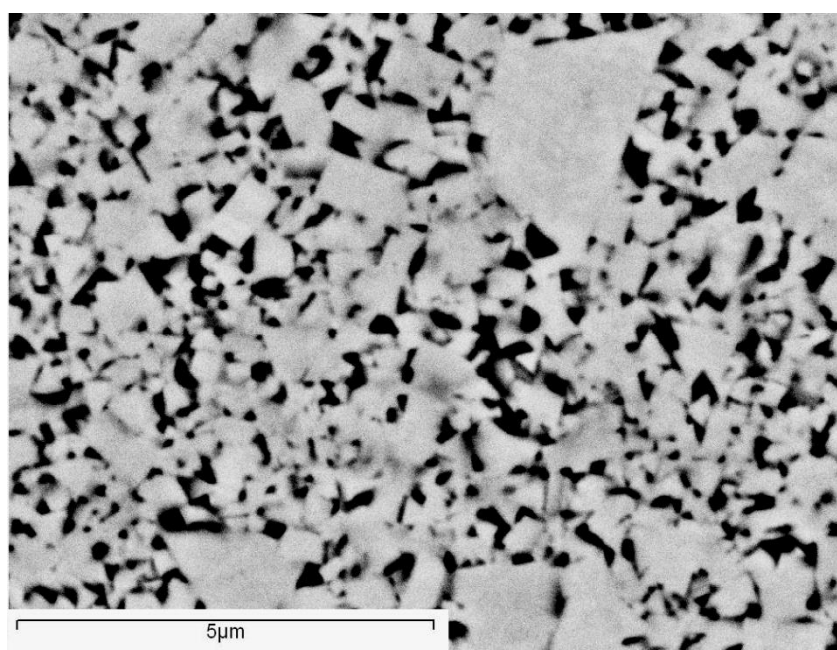


Figura 16. Imagen SEM de la microestructura del WC-Co.

### 2.1.3. Metal de aporte

El metal de aporte empleado se aplicó en forma de pasta (75010 BP 0001). De acuerdo a la clasificación AWS A5.8, el metal de aporte empleado se designaría por BAg5. Este aporte tiene una densidad de  $3 \text{ g/cm}^3$ , con temperaturas efectivas entre  $550^\circ\text{C}$  (823 K) y  $800^\circ\text{C}$  (1073 K).

Este metal de aporte fue suministrado por la empresa Castolin España S.A. Se trata de una aleación cuasi-eutéctico ternario. La composición en tanto por ciento en peso del metal de aportación es recogida en la Tabla 4.

**Tabla 4. Composición del metal de aporte.**

Elementos	Ag	Zn	Cu	Ni
Composición % en peso.	49.4	28.5	20.1	2.0

**2.1.4. Material decapante, fundente**

El fundente empleado fue en forma de polvos, disueltos en agua. Se trata de un fundente tipo FH 10, de composición base bórax, compuestos de boro, flúor, cloruros, cinc. Igualmente suministrado por Castolin España S.A.

## 2.2. TÉCNICA DE SIMULACIÓN POR ELEMENTOS FINITOS. PLANIFICACIÓN DEL ANÁLISIS ANSYS

Se pretende analizar mediante el programa de simulación por elementos finitos ANSYS 9.0, el campo de tensiones generado durante el enfriamiento de la pieza desde la temperatura máxima de soldeo, en base a las distintas propiedades de cada material, así como relacionarlo con las deformaciones que se producen en la pieza y predecir la zona de fallo de la pieza en servicio. Para ello, un método común y válido es considerar estado libre de tensiones a la temperatura de referencia a la que se realiza la soldadura brazing y simular el enfriamiento por convección hasta temperatura ambiente.

Los problemas a estudiar mediante modelos de simulación por elementos finitos serán:

- Deformaciones y tensiones generadas en la pieza al final del enfriamiento por las diferentes propiedades de los materiales a unir;
- Estudio de la concentración local de esfuerzos y previsión de fallo mecánico y fractura;
- Estudio de la influencia de la temperatura máxima de soldeo y del grosor de la unión.

Todo esto se analizará para un diseño representativo del modelo experimental donde el grosor de unión lateral es de 0.7 mm y la temperatura de referencia brazing es de 1148 K (875 °C). Posteriormente se someterá este mismo modelo (gap 0.7 mm) a diferentes temperaturas de referencia, desde 1058 K (785 °C) a 1198 K (925 °C) en incrementos de 25° desde 1073 K (800 °C). Finalmente se diseñarán ocho modelos con diferente grosor de unión lateral, desde 0.2 mm a 1.4 mm, que se someterán a enfriamientos desde 1148 K de temperatura brazing.

Previo a este profundo análisis, a la hora de construir el modelo, ha de estudiarse:

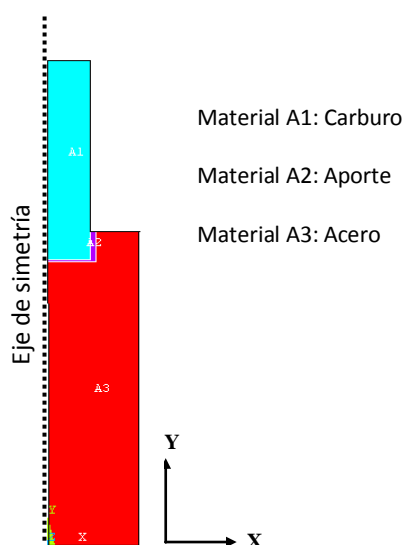
- La elección de una adecuada geometría y el tipo de elemento y análisis a emplear que se ajuste al proceso que se desea simular;
- La correcta definición de las condiciones de contorno y estimación de los parámetros adecuados para el enfriamiento por convección;
- La influencia del refinado de la malla en los valores de tensiones obtenidos y conclusión del tamaño aceptable para el elemento de mallado.

En el Anexo I se recogen todos los pasos llevados a cabo con el programa de simulación para la construcción del modelo y su estudio.



### 2.2.1. Geometrías y Modelado

El estudio de la simulación de la unión soldada va a completarse con un estudio experimental. La probeta diseñada para ello, acorde a la distribución de materiales que presentaría una pieza real en servicio, es de simetría cilíndrica. Esta simetría, respecto al eje de revolución, permite construir un modelo plano a partir de la sección. Situando el eje de revolución sobre el eje Y, la sección de la probeta quedaría definida en el plano XY (Figura 17). De este modo se plantea un estudio bidimensional definiendo un comportamiento plano, bajo estados de deformación plana, del elemento de mallado.



**Figura 17. Geometría del modelo empleado en simulación.**

Es conveniente señalar que se modifican, de modo no significativo, las dimensiones de la probeta experimental a la hora de definir el diseño de la pieza. El objetivo es ajustar las dimensiones entre la geometría y el tamaño del tipo de elemento empleado (PLANE, como veremos más adelante), y evitar que en el mallado de la pieza se generen elementos triangulares no deseados por el programa dado que el elemento empleado, PLANE 55 y 42, es de cuatro nodos.

Se diseña una geometría representativa del modelo experimental con grosor del material de aporte en torno al lateral del carburo de 0.7 mm para la que se realizará un estudio exhaustivo del campo de deformaciones y tensiones generadas. Se construirán además modelos de geometrías con grosor lateral del material de aporte, gap, de 0.25, 0.33, 0.40, 0.55, 0.70, 0.85, 1.00 y 1.15 mm para el estudio de la influencia de esta variable.

Teniendo esto en cuenta, la geometría se basa en el modelado de tres áreas rectangulares, cada una correspondiendo a uno de los tres tipos de materiales:

- Área del material 1, carburo: 4.9 x 25.2 mm;
- Área del material 2, material de aporte: desde 5.15 a 6.05 mm x 4.2 mm, sustrayendo la correspondiente parte del área 1, es decir, con una oquedad de 4.9 x 4 mm.
- Área del material 3, acero: 10.5 x 40.2 mm, con oquedad (según el grosor del material 2) de 5.15 a 6.05 mm x 4.2 mm.

Los materiales, definidos por sus áreas, deben mantenerse unidos y no separarse bajo ninguna circunstancia. Por ello, para que un área se una a otra, deben contener ambas en la geometría una línea que componga a las dos y, una vez creada la geometría, se debe imponer la condición de ligamiento entre los materiales mediante la función *Glue* del programador. Esta función se ha de aplicar por tanto a todas las áreas para que estas se mantengan unidas.

Por otro lado, durante el modelado de la pieza se crean múltiples *keypoints*, líneas o áreas coincidentes, que deben ser reunificadas. Se puede usar la opción del programa *Numbering keypoints* para reunificar todo ello, ya que conlleva automáticamente la reunificación de cualquier otra entidad superior como líneas, áreas o volúmenes.

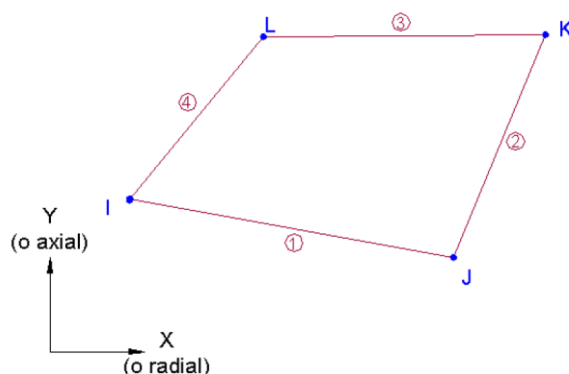
### 2.2.2. Tipo de elemento

Los resultados obtenidos del análisis térmico, campo de distribución de temperaturas, se utilizarán para realizar el análisis de esfuerzos térmicos inducidos en los materiales de la pieza; para ello se deberá redefinir además de las propiedades del material y la temperatura de referencia, el tipo de elemento usado.

De acuerdo a la Tabla 1 y 2 de los tipos de elementos y su correlación, en el presente trabajo se emplea un elemento PLANE, elemento sólido cuadrilátero de cuatro nodos: **PLANE55** para el análisis térmico y el equivalente **PLANE42** para el estructural.

La figura 18 muestra el elemento PLANE, 55 o 42; este elemento consta de cuatro nodos que definen su sistema coordenado. Los nodos del elemento PLANE55 tienen como único grado de libertad la temperatura; las cargas que se pueden aplicar sobre sus caras son convección, flujo de calor o tasas de generación de calor. Los nodos del elemento PLANE42 cuentan con dos grados de

libertad, traslaciones en la direcciones X e Y, por lo que se pueden utilizar únicamente sobre el plano XY [58].



**Figura 18. Elemento PLANE [58].**

Una versión de mayor orden del PLANE42 sería el PLANE82. Sus ocho nodos permite utilizarlo en enmallados que mezclen elementos rectangulares y triangulares, siendo muy apropiado para el modelado de fronteras curvas debido a su forma. En este trabajo, dado que la geometría es bastante regular, no será necesario recurrir él.

Dentro de las opciones que permite el simulador para el comportamiento de este elemento se ha optado por el comportamiento bajo estados de esfuerzo plano sin transporte de masa y bajo condiciones de carga constante, desarrollándose un análisis bidimensional.

### 2.2.3. Tipo de análisis ANSYS

El método de solución para simular procesos de soldadura consiste en ejecutar el análisis térmico y estructural de forma desacoplada. Las temperaturas nodales generadas en el procesamiento térmico se aplicarán como cargas nodales en el procesamiento estructural posterior.

El método desarrollado en este trabajo es un análisis térmico de tipo **transitorio no-lineal** [58]. Se opta por análisis transitorio pues han de determinarse temperaturas y otras cantidades térmicas como flujo y gradientes que varían respecto al tiempo. Por otro lado, dado que se dispone de datos de propiedades de los materiales empleados en función de la temperatura [40, 57, 66, 86-88] será posible realizar un análisis no lineal.

Para resolver el problema estructural se elige la opción del **método-h**, de modo que el modelo presentará un mallado gradualmente más fino en aquellas regiones próximas a la región de soldadura, donde se esperan variaciones y gradientes mayores [50, 57].

#### 2.2.4. Propiedades de los materiales

La primera etapa de la simulación, análisis térmico, requiere definir como propiedades de los materiales la conductividad térmica, el calor específico y la densidad. En la segunda parte, a la hora de realizar el análisis de esfuerzos, se requiere introducir nuevas propiedades mecánicas como son el módulo de elasticidad, la relación de Poisson, el coeficiente de dilatación térmica y el límite elástico y su módulo tangencial. Todas estas propiedades (Tabla 6), en unidades del sistema internacional, deben ser introducidas en el programa en su debido momento (Anexo I).

Para introducir las propiedades mecánicas, el modelo de material implementado en ANSYS que se debe emplear en este caso es el de plasticidad con razón independiente, que asume que las deformaciones plásticas se desarrollan instantáneamente y son independientes del tiempo lo que se ajusta al fenómeno estudiado. Dentro de este modelo, para describir el comportamiento elastoplástico del metal se opta por el bilineal, y por otro lado, se asume con endurecimiento por deformación isotrópico. Se considera que el modelo bilineal conduce a resultados precisos [47, 57, 58] y para definirlo sólo se necesita declarar la variación del límite elástico, el módulo de elasticidad y el módulo tangente en relación con la temperatura. Se selecciona la superficie de fluencia de Von Mises, como criterio de comportamiento mecánico del material, en lo que coinciden prácticamente todos los autores.

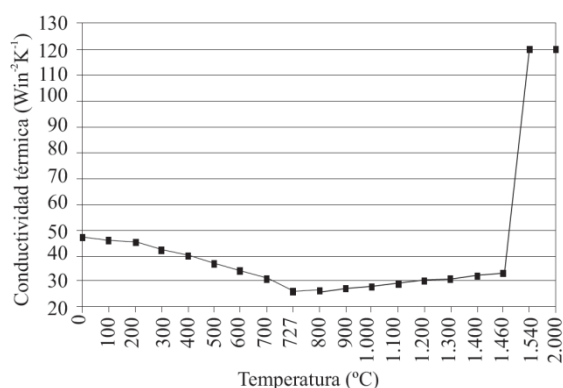
Como se refleja en el análisis bibliográfico de la simulación de soldaduras por elementos finitos, en el empleo de propiedades termo-dependientes no existe una posición concluyente dada la dificultad de disponer de estos datos para los materiales concretos de trabajo [52, 57]. No abundan las fuentes bibliográficas que ofrezcan información de propiedades físicas y mecánicas en función de la temperatura y, en ocasiones, el rango abarcado no es suficiente, o bien no corresponde exactamente al material empleado.

Para el caso del acero 90MnCrV8 y el carburo WC-Co que nos ocupan en este trabajo, contamos con publicaciones que refieren datos de la variación de ciertas propiedades con la temperatura, bien para estos materiales concretos o bien similares con lo que se considera válida la aproximación.

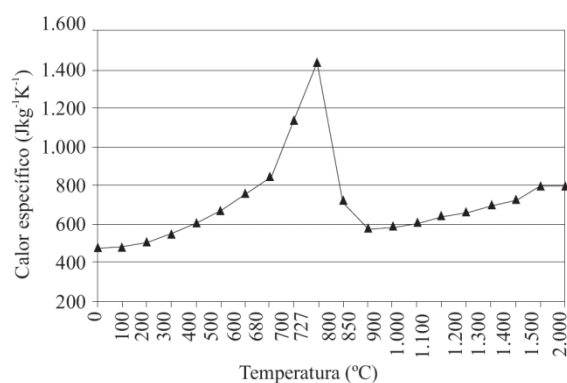
Estas propiedades serán: conductividad térmica, calor específico, límite elástico y módulo de elasticidad para el acero, y límite elástico para el carburo.

► A los efectos de la conductividad térmica y el calor específico para el acero, se emplean las curvas de termo-dependencia referenciadas por Cronje M. [66] y Morales F. R.[57] para un acero de baja aleación (Figuras 2.19 y 2.20).

En la figura 19 se aprecia que la conductividad térmica disminuye en los aceros ferrito-perlíticos con el calentamiento; sin embargo, a partir de  $A_{c1}$  la magnitud de esta propiedad comienza a aumentar, lo que se explica por la aparición de la fase austenítica. Alrededor de la temperatura de fusión y en adelante, la propiedad analizada se incrementa considerablemente. Este aumento pretende simular la convección que ocurre en el baño fundido. En la figura 20 se puede observar un aumento brusco del calor específico alrededor de la temperatura de  $A_{c1}$ , explicada por la transformación de fase (ferritoperlita en austenita).



**Figura 19. Conductividad térmica, en función de la temperatura, de un acero de bajo contenido de carbono y baja aleación [66].**



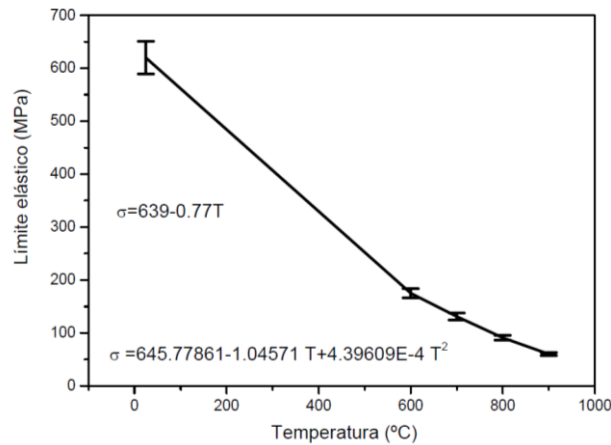
**Figura 20. Calor específico, en función de la temperatura, de un acero de bajo contenido de carbono y baja aleación [57].**

► Sobre el límite elástico de acero se dispone de un estudio específico [86] para el acero 90MnCrV8. A partir de las curvas esfuerzo-deformación, obtenidas de ensayos de compresión, se calcularon los valores del límite elástico para cada temperatura. Los resultados se representan en la figura 21, donde se verifica un descenso en los valores del límite elástico con el incremento de la temperatura. El estudio del efecto de la temperatura en el límite elástico del acero 90MnCrV8, sometido a compresión, conduce a ecuaciones obtenidas empíricamente que definen la tendencia del límite elástico en función de la temperatura.

$$\sigma_e = 639 - 0.77 (T - 273) ; \text{ desde temperatura ambiente a } 873 \text{ K} \quad (\text{ec. 13.a})$$

$$\sigma_e = 645.77861 - 1.04571 (T - 273) + 4.39609 \cdot 10^{-4} (T - 273)^2 ; \text{ por encima de } 873 \text{ K} \quad (\text{ec. 13.b})$$

\* $\sigma$  (MPa), T(K)

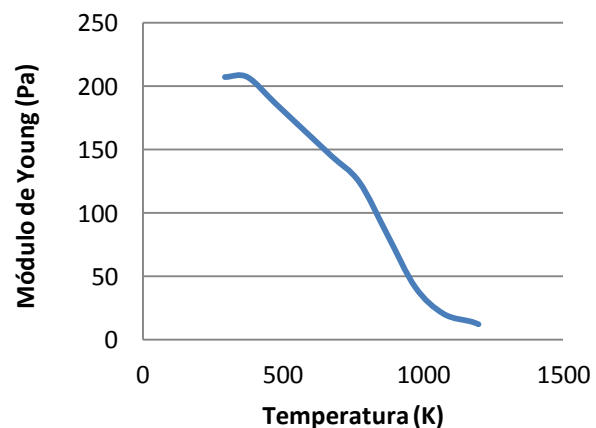


**Figura 21. Efecto de la temperatura en el límite elástico del acero 90MnCrV8 [86].**

Respecto al módulo de elasticidad del acero, se encuentran varias referencias en la bibliografía [86, 89] que proporcionan el coeficiente de corrección necesario  $K_{E,T}$  para conocer el módulo de Young a la temperatura que se desee. Este coeficiente es el cociente entre el módulo de Young del acero para la temperatura que se desee conocer ( $E_T$ ), y el módulo de elasticidad del acero a 25 °C ( $E$ ):  $K_{E,T} = E_T/E$ . Para un acero para herramientas, como el empleado en el presente estudio, los valores convertidos se recogen en la Tabla 5 y figura 22.

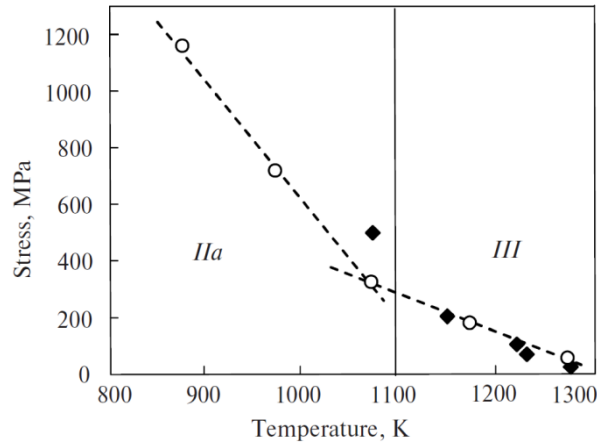
**Tabla 5. Coeficiente de corrección  $K_{E,T}$ .**

T(K)	$K = E_T/E$	$E_T$ (GPa)
293	1	207
373	1	207
473	0,9	186
573	0,8	166
673	0,7	145
773	0,6	124
873	0,4	83
973	0,2	41
1073	0,1	21
1173	0,07	14
1198	0,06	13



**Figura 22. Estimación del módulo de Young, en función de la temperatura, para el acero 90CrMnV8.**

Referente a datos de propiedades del carburo en función de la temperatura, se dispone en la bibliografía de un estudio específico para el límite elástico del WC-Co [87, 88, 90]. En este estudio se dedujo la dependencia con la temperatura del límite elástico convencional para el WC-Co con diámetro de grano  $1\ \mu\text{m}$  (Figura 23).



**Figura 23. Límite elástico, en función de la temperatura, para el WC-Co con tamaño de grano  $1\ \mu\text{m}$ .**

Se recogen a continuación las propiedades introducidas al programa para cada uno de los materiales, en unidades del sistema internacional. La Tabla 6 recoge los datos de propiedades a temperatura ambiente y a continuación, en la Tabla 7, los valores en función de la temperatura. Señalar que el programa permite incluir hasta siete valores de temperatura.

**Tabla 6. Unidades usadas en computación. Datos a temperatura ambiente.**

	Notación ANSYS	Unidades MKS	Materiales		
			1. WC-Co	2. Aporte	3. Acero
Conductividad térmica, $\sigma_T$	KXX	W/m K (kg m / s <sup>3</sup> K)	70	150	48*
Coef. dilatación térmica	ALPX	C <sup>-1</sup>	5.8 e-6	16 e-6	11 e-6
Calor específico, Ce	C	J / kg K (m <sup>2</sup> / s <sup>2</sup> K)	181	208	460*
Módulo de elasticidad, E	EX	Pa (N/m <sup>2</sup> ) (kg / s <sup>2</sup> m)	600 e9	120 e9	207 e9*
Coef. de Poisson, p	PRXY	—	0.21	0.32	0.292
Módulo tangencial, $G=E/2(1+p)$	Tag Mod	Pa (kg / s <sup>2</sup> m)	2.48 e11		8.01 e10*
Límite elástico	Yield stress	Pa (kg / s <sup>2</sup> m)	3.45 e09*		6.2 e08*
Densidad	DENS	kg / m <sup>3</sup>	14950	3000	7850

\*Se cuenta con valores en función de la temperatura

**Tabla 7. Unidades usadas en computación. Propiedades termo-dependientes.**

Material	Temperatura (k)	Límite elástico (Pa)	Módulo tangencial G (Pa)	Módulo elasticidad E (Pa)	Calor específico (J/kg K)	Conductividad térmica (Kg m/s <sup>3</sup> K)
WC-Co	298	3.45e9				
	873	1.14e9				
	973	7.33e8				
	1073	3.35e8				
	1148	2.05e8				
	1173	1.90e8				
	1198	1.75e8				
90MnCrV8	298	6.20e8	8.0e10	2.07e11	460	48
	673			1.45e11	605	40
	873	1.77e8	3.2e10	8.28e10	760	35
	973	1.29e8	1.6e10	4.14e10	1135	30
	1000				1430	25
	1073	9.10e7	8.0e9	2.07e10	740	27
	1148	6.70e7			580	
	1173	6.07e7	5.4e9	1.40e10	590	28
	1198	5.50e7	5.0e9	1.30e10	600	28

### 2.2.5. Condiciones de contorno y cargas para el análisis térmico

En el análisis térmico de partida la temperatura se establece como un grado de libertad y se considera de dos formas, como una condición inicial y como una condición de contorno aplicada a un grupo de nodos específicos del modelo construido, nodos de la superficie en este caso.

La base del análisis reside en establecer una temperatura uniforme en toda la pieza como condición inicial. Esta temperatura corresponde a la de soldadura del ensayo y será la de referencia para el enfriamiento y el cálculo de las deformaciones. Las condiciones de enfriamiento se definen mediante la aplicación de condiciones de contorno iniciales y cargas térmicas en la superficie exterior de la pieza

- Se define, como condición inicial del sistema en todos sus elementos, una temperatura uniforme. Esta será la temperatura de referencia del sistema a la que se supone un estado libre de tensiones y que corresponde con la temperatura de soldeo máxima. Estas temperaturas serán 1058, 1073, 1098, 1123, 1148, 1173 y 1198 K.





- Se aplica como carga constante una temperatura exterior de 298 K, en todos los casos, en las líneas de la superficie en contacto con el ambiente. Se excluye por tanto las líneas del eje de simetría de la pieza.
- Se impone la condición de flujo térmico nulo a través de la línea de simetría de la pieza, ha de comportarse adiabáticamente.
- Se establece, sobre las líneas de contorno en contacto con el ambiente, patrones de convección acordes al procedimiento experimental: convección forzada en agua por encima de 1500 W/m<sup>2</sup>K y tiempos de enfriamiento por debajo de 1 minuto. En la Tabla 8 se recogen los valores de convección tabulados para enfriamientos en aire y agua.

**Tabla 8. Valores de convección tabulados.**

Valores de convección tabulados	[W/m <sup>2</sup> K]
Convección natural (en Aire)	25
Convección forzada (en Aire)	300
Convección forzada en líquido ebullición	10000
Convección forzada en líquido (en Agua)	300-6000

Para establecer el correcto enfriamiento de la pieza hasta temperatura ambiente se realizó la simulación de varios análisis térmicos para una temperatura de referencia 1148 K y bajo diferentes condiciones de enfriamiento por convección, desde natural a forzada y en diferentes tiempos.

Mediante el menú de *Post Proceso*, tras el análisis térmico, se extrae la solución nodal final alcanzada para la variable temperatura. El programa nos devuelve el valor de la temperatura máxima y mínima alcanzada tras el tiempo de enfriamiento. Con ello se comprueba si ha tenido lugar un enfriamiento correcto del conjunto de la pieza y se estudia además la curva de enfriamiento para un nodo del interior de misma. La obtención de esta curva se realiza mediante el menú *Time Hist Postproc* del simulador.

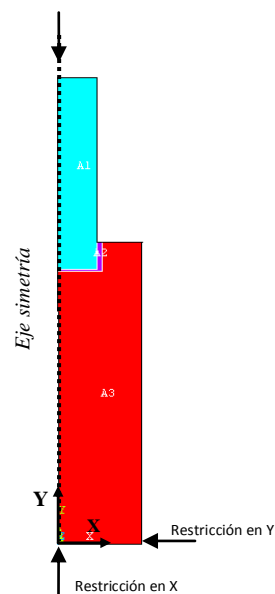
#### **2.2.6. Condiciones de contorno y cargas para el análisis estructural**

Las temperaturas nodales generadas en el procesamiento térmico para cada paso de tiempo se aplican como cargas nodales en la simulación estructural. Esta instrucción se realiza mediante el comando “*LDREAD,TEMP,,,,,RTH*”, de modo que el simulador realiza un análisis de esfuerzos térmicos inducidos en la pieza soldada a causa de la contracción térmica.

Han de definirse entonces, como condiciones de contorno y cargas:

-**Temperatura de referencia** desde la que se evalúan las tensiones generadas y para la que se considera estado libre de tensiones. Será la definida como inicial en cada uno de los análisis térmicos simulados, es decir, temperatura de soldeo desde la que se simula el enfriamiento.

- **Restricciones al desplazamiento de la pieza** en el proceso de contracción-deformación. Es muy importante definir correctamente los soportes del modelo, para evitar que el modelo se desplace como un cuerpo rígido o que se produzca deformaciones no coherentes como pandeo o tracciones longitudinales al eje de simetría. Se establece la pieza limitada en la base (nodos  $y=0$ ) para su movimiento en dirección Y, ya que suponemos la pieza empotrada en una estructura mayor. Por otro lado, dado el diseño simétrico de la pieza, las líneas sobre el eje de simetría (nodos  $x=0$ ) han de presentar restricción al movimiento en dirección X (Figura 24).



**Figura 24. Cargas y restricciones aplicadas al modelo.**

### 2.2.7. Convergencia del Mallado

En el proceso de simulación, tras haber definido los materiales y sus propiedades y haber generado la geometría, se procede a construir la malla con el tipo de elemento elegido asociada a esa geometría. Para ello se debe especificar previamente el tamaño medio del elemento, que podrá reducirse posteriormente.



En toda simulación de elementos finitos un mallado de la pieza con elementos de menor tamaño implica un tiempo de procesamiento mucho mayor. Sin embargo, ello supone también un estudio más preciso que conlleva resultados donde los valores para los estados tensionados son mayores. Cuando se alcanza un mallado lo suficientemente fino, estos valores se estabilizan [50]. Conviene, por tanto, determinar cuál es un mallado lo suficientemente fino para obtener valores rigurosos pero sin incrementar innecesariamente el volumen y tiempo de cálculo del simulador, es decir, reducir los costes computacionales sin sacrificar la exactitud [47]. Es necesario, por ende, acomodar la malla a las variaciones en la solución del modelo construido: en áreas de variación lenta se pueden usar elementos grandes, y en áreas de variación rápida se deben usar elementos más pequeños para obtener una buena precisión [59, 61, 73].

Debido a que los esfuerzos y deformaciones van a presentar mayores cambios y gradientes cerca de la zona de unión, resulta muy útil utilizar una malla fina únicamente cerca del cordón de soldadura. Es decir, al estar empleando el método-h de resolución, en la malla van a poder coexistir diferentes tamaños de elemento, con lo que se logra exactitud y resolución con ajuste de los costes computacionales adicionales. Así, las áreas de acero y carburo contarán con una malla relativamente gruesa que será refinada cerca de la unión, donde los elementos de mallado serán mucho menores.

En la combinación de elementos grandes y pequeños para el enmallado puede ocurrir que se origine una transición muy rápida entre elementos de diferente tamaño y esto genere matrices de rigidez mal condicionadas. La precisión de la solución depende entonces de la necesidad de revisar cuidadosamente los resultados del modelo y de refinar el enmallado de acuerdo a nuestro caso particular. El programa dispone de mecanismos (opción *Check mesh*) que permiten revisar que no existan elementos muy distorsionados o, al menos, que estos se sitúen fuera de las zonas críticas de estudio.

En la práctica conviene mallar primero el área del material 2, aporte, a un tamaño fino, por ejemplo a 0.10-0.05 mm, y el resto de la geometría a un tamaño mayor, 0.70 mm. A continuación se refinará la malla en las zonas de la unión y próximas a ella hasta alcanzar el número de elementos, densidad, deseado.

Corresponde entonces realizar un contraste de resultados de tensiones residuales para diferentes refinados de malla de modo que pueda establecerse cuándo se ha alcanzado un refinado lo suficientemente riguroso.

Para ello se procedió al estudio de mallas con un total de 800 hasta 49000 elementos:

- Primero se realizará el contraste de resultados para la geometría experimental, con grosor de material de aporte en la zona de unión lateral al carburo de 0.70 mm. Se contrastarán mallados de 800, 1700, 11000 y 23000 elementos. De este modo se pretende comprobar la evolución de resultados, como se refiere en la bibliografía [47, 61].
- El resultado concluido de este estudio se trasladará para el caso más comprometido, el diseño de geometría con menor grosor de unión lateral: 0.25 mm. Se analizará la evolución y estabilización de resultados para 7000, 21500 y 49000 elementos, llegando a establecer un adecuado mallado para todas las diferentes simulaciones que se van a realizar.



## 2.3. DESARROLLO EXPERIMENTAL

### 2.3.1. Ensayos previos

Con el fin de poder establecer cuales son los rangos de temperatura y márgenes de tiempo que permiten buenas condiciones de mojado entre el acero y el material de aporte, se llevaron a cabo una serie de ensayos previos de mojabilidad. Se seleccionan así los ciclos de soldadura adecuados para estas uniones.

#### 2.3.1.1. Ensayos de mojabilidad y reacción acero - metal de aporte

Para la realización de estos ensayos, se utilizaron probetas de acero en forma de disco con dimensiones: 39.5 mm de diámetro por 3.0 mm de grosor. Para la preparación superficial del acero, se realizó una limpieza mediante ultrasonidos en una disolución de alcohol y acetona durante 3 min.

Los ensayos se realizaron en horno para condiciones de temperatura de 725, 750 y 825 °C (998, 1023 y 1098 K), durante 5, 10 y 15 minutos, respectivamente.

Método Operativo:

- Limpieza de los discos de acero.
- Disposición de la pasta del metal de aporte.
- Recubrimiento del conjunto con la pasta fundente.
- Aplicación del ciclo térmico.

Para la realización de los estudios de mojabilidad acero/metal de aporte/acero, se estableció la disposición mostrada en la figura 25.

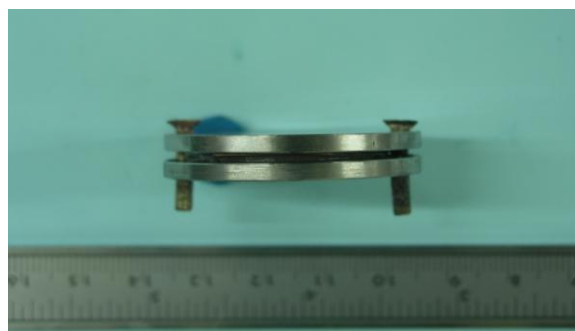


Figura 25. Dispositivo para ensayo de mojabilidad acero/aporte/acero.

La separación de los discos se dispuso mediante dos hilos de cobre de 0.35 mm. Las uniones fueron realizadas en un horno con enfriamiento al aire. Se aplicó una ligera presión mediante una pesa de 250 g y se consideró un tiempo inicial de un minuto para la homogeneización de la temperatura de la pieza tras su introducción en el horno.

Los ensayos se realizaron para condiciones térmicas entre 725 y 850 °C (998 y 1123 K) con intervalos de 25 °C y con rangos de tiempo de 5, 10 y 15 minutos para temperaturas por encima de los 750 °C (1023 K), y de 15 a 30 minutos (en intervalos de 5 minutos) para las dos temperaturas más bajas utilizadas.

### 2.3.1.2. Ensayos de soldadura Acero/WC-Co en horno convencional

Una vez determinados los ciclos óptimos con los que existe mojado acero/metal de aporte y acero/metal de aporte/acero, se llevaron a cabo ensayos de soldadura previos.

Para la realización de los ensayos de soldadura, se utilizaron probetas cilíndricas de dimensiones: 20.8 mm de diámetro por 21.5 mm de longitud, con una oquedad en la cara superior de 10 mm de diámetro y 4 mm de profundidad, en el caso del acero y de 9.6 mm de diámetro y 7.8 mm de longitud, en el caso del WC-Co, según la disposición mostrada en la figura 26.



**Figura 26. Piezas del ensayo de soldadura en horno.**

Los ensayos se realizaron bajo las condiciones de 750 °C (5 y 15 minutos), 800 °C (10 minutos) y 850 °C (10 y 15 minutos).

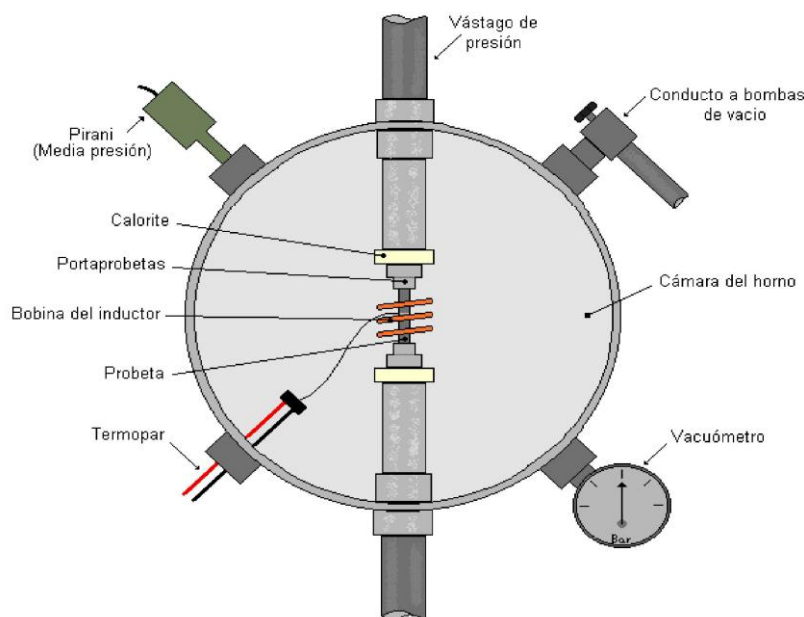
#### Método Operativo.

- Disposición de la pasta de metal de aporte en el hueco de la pieza de acero.
- Colocación de la pieza de WC-Co centrada en el gap del acero, sobre el metal de aporte.
- Recubrimiento de la unión mediante la pasta fundente.
- Introducción del conjunto en el horno.
- Inicio del ciclo de calentamiento.
- Enfriamiento al aire.

### 2.3.2. Ensayos de soldadura Acero/WC-Co en horno de inducción

#### 2.3.2.1. Equipo

El equipo utilizado para la realización de las uniones acero/WC-Co es un horno de inducción de alta frecuencia, (AEM SERVOSIS) con sistema hidráulico de aplicación de carga de 50 kN. Consta de cuatro partes claramente diferenciadas: la cámara del horno, un sistema de calentamiento, uno de vacío y un sistema hidráulico de aplicación de presión. Sobre un bastidor de acero, se monta la cámara del horno, las bombas de vacío y el sistema hidráulico encargado de transmitir el esfuerzo de compresión. En la figura 27 se muestra un esquema del horno utilizado.



**Figura 27. Esquema del horno de inducción utilizado.**

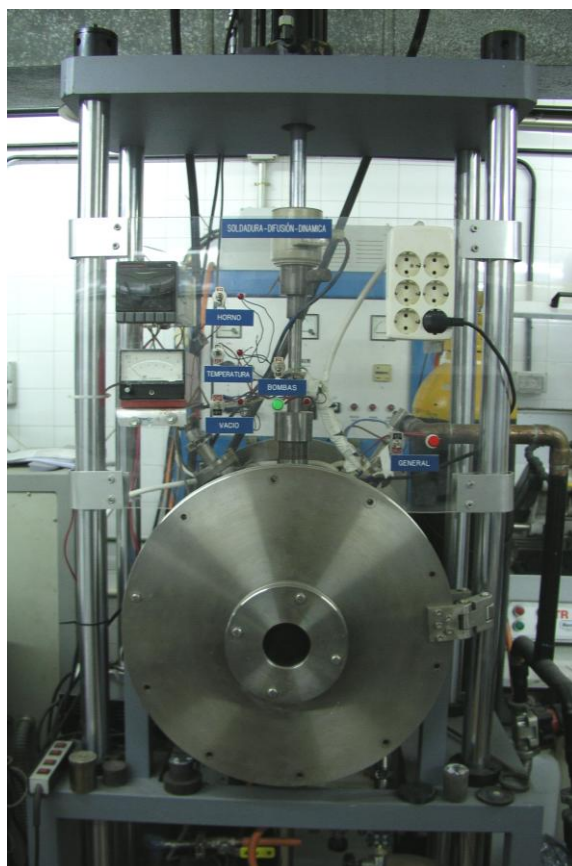
El sistema de calentamiento está formado por un generador electrónico de alta frecuencia para calentamiento inductivo de metales (AEM GI-8 KW). Está constituido por un circuito de alta tensión, de un circuito oscilante que convierte la alta tensión y baja frecuencia en baja tensión y alta frecuencia, y de un circuito de baja tensión que constituye la maniobra eléctrica del generador. El inductor está constituido por un tubo de cobre (tres espiras) por el interior del cual, circula un flujo de agua para la refrigeración del mismo.

Los ciclos térmicos se programan con un controlador Eurotherm (modelo 902-904), el cuál, mediante la toma de la señal analógica producida por el termopar, crea una nueva señal que permite gobernar la potencia suministrada por el generador de alta frecuencia mediante tiristores.



En la cámara del horno hay dos aberturas, una superior y otra inferior, por las que se introducen dos vástagos con los que se aplican ciclos de presión en caso de ser necesario.

Las dos piezas a soldar se colocan en los portaprobetas, en los que también queda anclado el termopar. En la figura 28 se muestra la imagen del horno real utilizado en el proceso descrito anteriormente.



**Figura 28. Horno de Inducción empleado.**

#### **2.3.2.2. Procedimiento**

Para la realización de los ensayos de soldadura se utilizaron probetas cilíndricas semejantes a los ensayos previos de soldadura acero/WC-Co en horno convencional, es decir, probetas cilíndricas de dimensiones: 20.8 mm de diámetro por 21.5 mm de longitud, con una oquedad en la cara superior de 10 mm de diámetro y 4 mm de profundidad, en el caso del acero y de 9.6 mm de diámetro y 7.8 mm de longitud, en el caso del WC-Co.

En base a los resultados obtenidos en los ensayos previos de soldadura acero/WC-Co, el tiempo de soldadura fue fijado a 8 minutos, con temperaturas entre 750 y 875 °C (1023 y 1148 K), realizando ensayos de soldadura en intervalos de 25 °C. El método operativo fue el siguiente (Figura 29):

- Colocación de la pieza de acero en la camisa aislante.
- Recubrimiento del hueco de la pieza de acero con la pasta del metal de aporte.
- Colocación de la pieza de WC-Co centrada en el hueco del acero recubierto de la pasta de aporte, ejerciendo una ligera presión.
- Recubrimiento del conjunto mediante la pasta fundente.
- Colocación del conjunto en el portaprobetas e introducción en el horno. Ajuste del termopar en la intercara de soldadura.

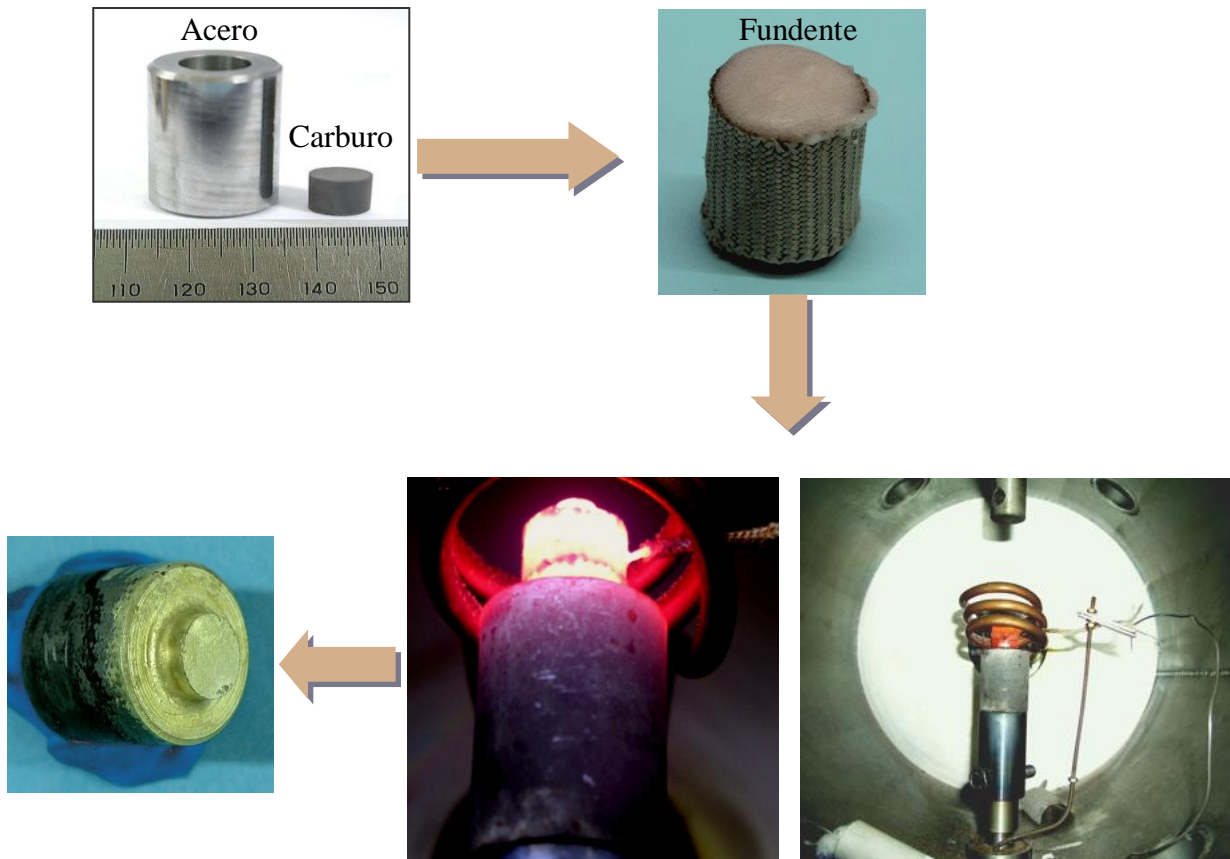


Figura 29. Imágenes del proceso de soldadura en Horno de Inducción.

### 2.3.3. Caracterización microestructural

El estudio microestructural, del acero 90MnCrV8, tanto en estado de recepción como de las intercaras de unión, tras la aplicación de los diferentes ciclos térmicos de soldadura (previos y en horno de inducción), fue realizado mediante microscopía electrónica de barrido (SEM) y análisis EDX con detección de ligeros, con el objeto de determinar los cambios microestructurales y composicionales producidos en las uniones. El microscopio electrónico utilizado en este estudio es un JEOL 6400 con analizador Link Oxford (programa INCA).

Las superficies analizadas para la evaluación microestructural fueron obtenidas por corte transversal a la línea de soldadura y preparadas por métodos metalográficos convencionales (embutición, desbaste, pulido y ataque):

- Embutición en resina epoxi de vinil ester, con catalizador C-201.
- Desbastado en cinta de carburo de silicio (320, 400, 600 y 1200) y a continuación en disco de diamante.
- Pulido con diamante 9 $\mu$ m y 3 $\mu$ m, y Masterpolish (Buehler®).
- Ataque con reactivo Nital 2% ( $\text{HNO}_3 + \text{EtOH}$ ).

### 2.3.4. Caracterización mecánica

Las uniones fueron caracterizadas mecánicamente mediante ensayos de cizalladura y dureza, para determinar la resistencia de las uniones y evaluar la relación entre las propiedades mecánicas y los cambios microestructurales originados en función del ciclo de soldadura.

Sobre todas las uniones se llevaron a cabo ensayos de resistencia a cizalla, con el objeto de determinar la resistencia de la intercara de unión y evaluar su relación con los cambios microestructurales originados durante el ciclo de soldadura. Estos ensayos fueron realizados en una máquina universal de ensayos, “Servosis” de 10 Tn. Modelo MIC-1000, utilizando una velocidad de sollicitación de 1kN/s (Figura 30).



Figura 30. Equipo para la realización de ensayos de cizalla.

El útil empleado fue una pieza cilíndrica de acero 90MnCrV8 revenido 45 minutos a 600 °C, 30 minutos a 800 °C y templado en aceite, de dimensiones 50 mm de diámetro y 40.5 mm de altura, con un hueco longitudinal en su generatriz de 10.9 mm de diámetro (Figura 31).

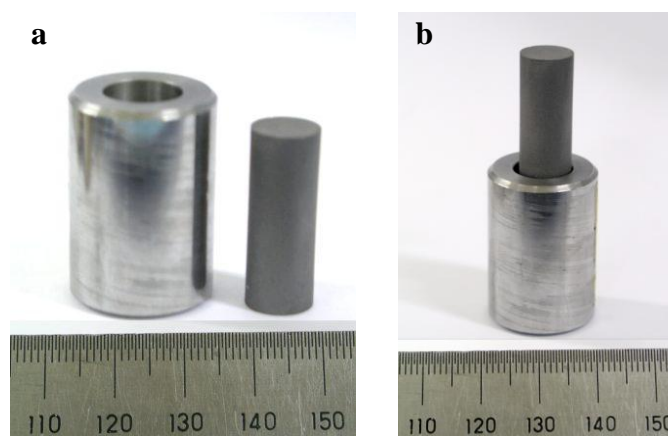


**Figura 31. Útil empleado en los ensayos de cizalla.**

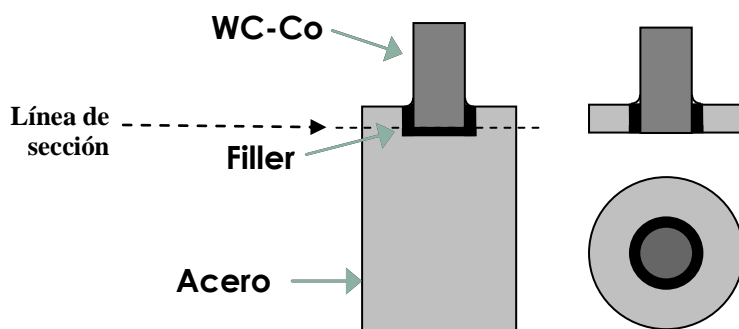
Las probetas empleadas (Figura 32) fueron conjuntos de piezas soldadas, en horno de inducción, de acero-metal duro con las condiciones térmicas establecidas en los ensayos de soldadura en horno de inducción. Las dimensiones de los materiales a unir fueron las siguientes:

- Pieza de acero cilíndrica de dimensiones 20.8 mm de diámetro por 40.0 mm de longitud, con una oquedad en la cara superior de 11 mm de diámetro y 4 mm de profundidad.
- Pieza de WC-Co de 9.6mm de diámetro y 25.4 mm de longitud.

Los conjuntos así obtenidos fueron seccionados como se muestran en el esquema y las imágenes de las figuras 33 y 34, de modo que su disposición para los ensayos de cizalla fueron los mostrados en la figura 35.



**Figura 32. (a) Probetas utilizadas en el estudio mecánico.  
(b) Disposición de las probetas.**



**Figura 33. Vista esquema de las probetas seccionadas para ensayo de cizalla.**



**Figura 34. Imagen de la probeta seccionada para el ensayo de cizalla.**



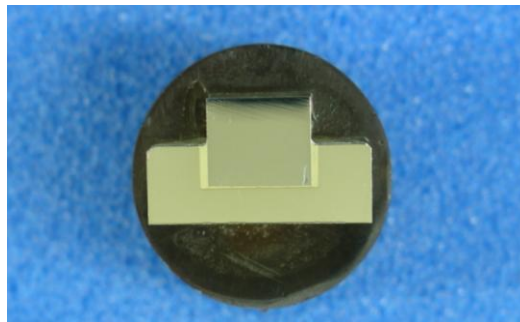
**Figura 35. Disposición de las probetas seccionadas en el ensayo de cizalla.**

Por otro lado, para los ensayos de dureza Vickers de las zonas soldadas se empleó un microdurómetro modelo FM-700, tipo A, SER.Nº FMX0580 (Figura 36).



**Figura 36. Equipo de ensayo de dureza.**

Las probetas empleadas (Figura 37) fueron las de los ensayos de soldadura en horno de inducción, tras la caracterización microestructural.



**Figura 37. Superficie de las probetas empleadas en ensayos de dureza.**

Los ensayos consistieron en un muestreo alrededor de la zona de unión, realizados para condiciones de 20 segundos y cargas de 25, 50, 200 y 300 gramos.

A partir de estos valores fueron establecidos los perfiles de dureza asociados a las diferentes zonas de difusión generados durante los ensayos de soldadura.



### 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

---



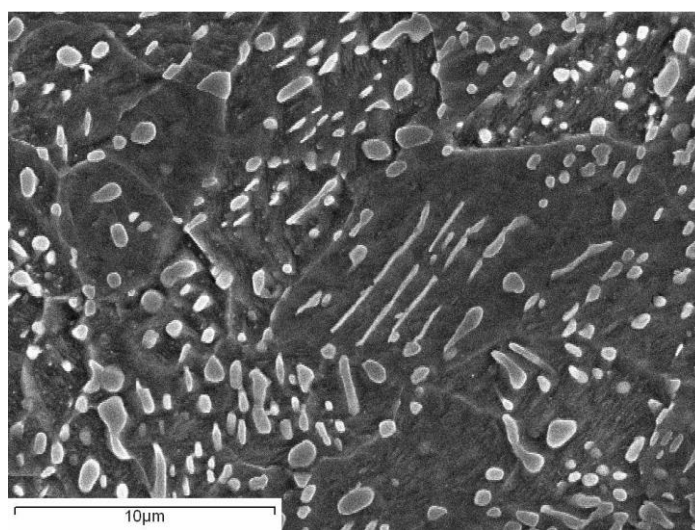


### 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

#### 3.1. MATERIALES DE PARTIDA

##### 3.1.1. Caracterización microestructural del acero mediante MO y SEM-EDX

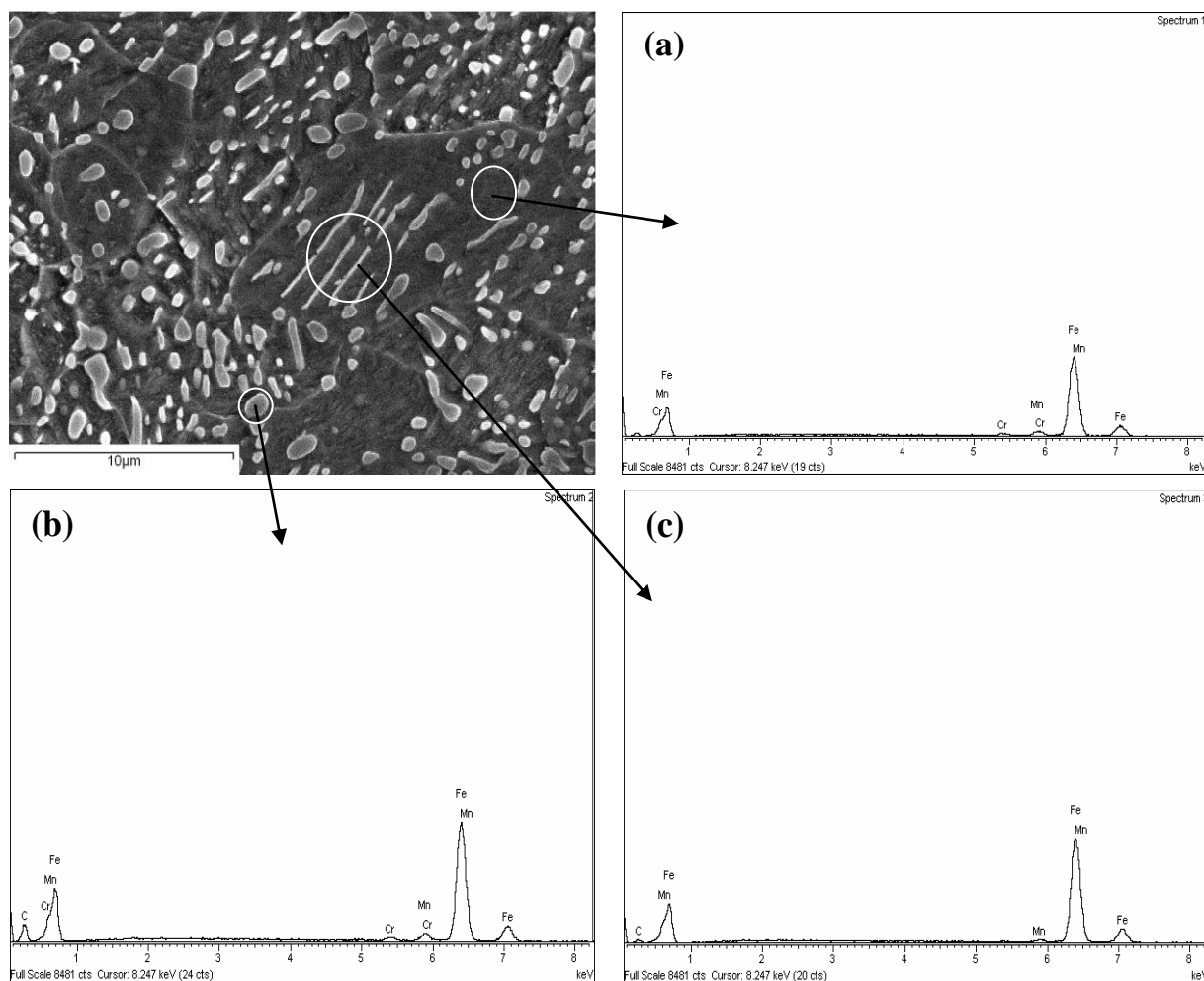
El acero de partida recibido en estado de recocido posee la microestructura que se observa en la figura 38, en la cual se aprecia una estructura de carburos precipitados en una matriz ferrítica.



**Figura 38. 90MnCrV8, Acero indeformable al Mn. Ataque con cloruro férrico. Carburos globulares y laminares en matriz ferrítica.**

La morfología de los carburos concuerda con el tratamiento térmico de recocido de globulización al que ha sido sometido el material durante su procesado. Este tipo de tratamiento, consistente en un calentamiento a temperaturas ligeramente superiores a la línea Ac13 (Figura 14) seguido de un enfriamiento lento, provoca la precipitación de cementita en forma de pequeños nódulos. Este tipo de microestructura confiere al material mínima dureza y máxima maquinabilidad al tiempo que disminuye el peligro de agrietamiento en el temple [91].

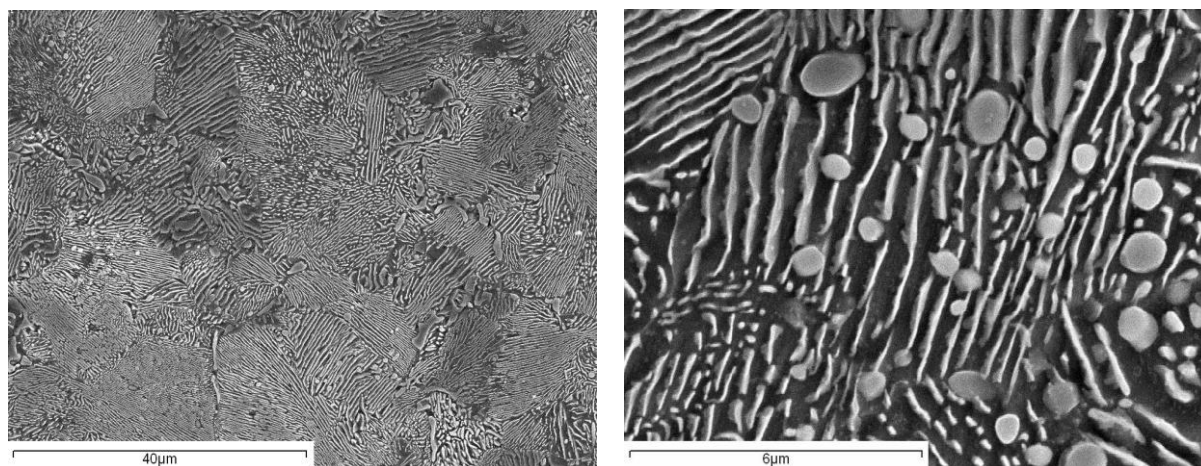
Se pueden distinguir en esta microestructura diferentes tipos de carburos de distinta morfología. El análisis por EDX, (Figura 39), revela que en ambos tipos de carburos el componente principal es cementita con manganeso en solución sólida. En los carburos con morfología esferoidal se detecta la presencia de cromo, elemento que favorece la globulización de los precipitados.



**Figura 39. Material base. Análisis EDX de a) matriz ferrítica, b) carburos globulares, c) carburos laminares.**

Las modificaciones microestructurales introducidas en el acero con la aplicación de tratamientos térmicos vendrán asociadas a características mecánicas específicas para aplicaciones determinadas. El análisis composicional y de microestructura en diferentes condiciones térmicas permitirán posteriormente identificar los tratamientos térmicos y sus modificaciones microestructurales en las diferentes zonas metalúrgicas generadas durante el proceso de soldeo.

Cuando es aplicado un tratamiento de recocido a 850 °C seguido de un enfriamiento lento en horno, la estructura obtenida es la mostrada en la figura 40.

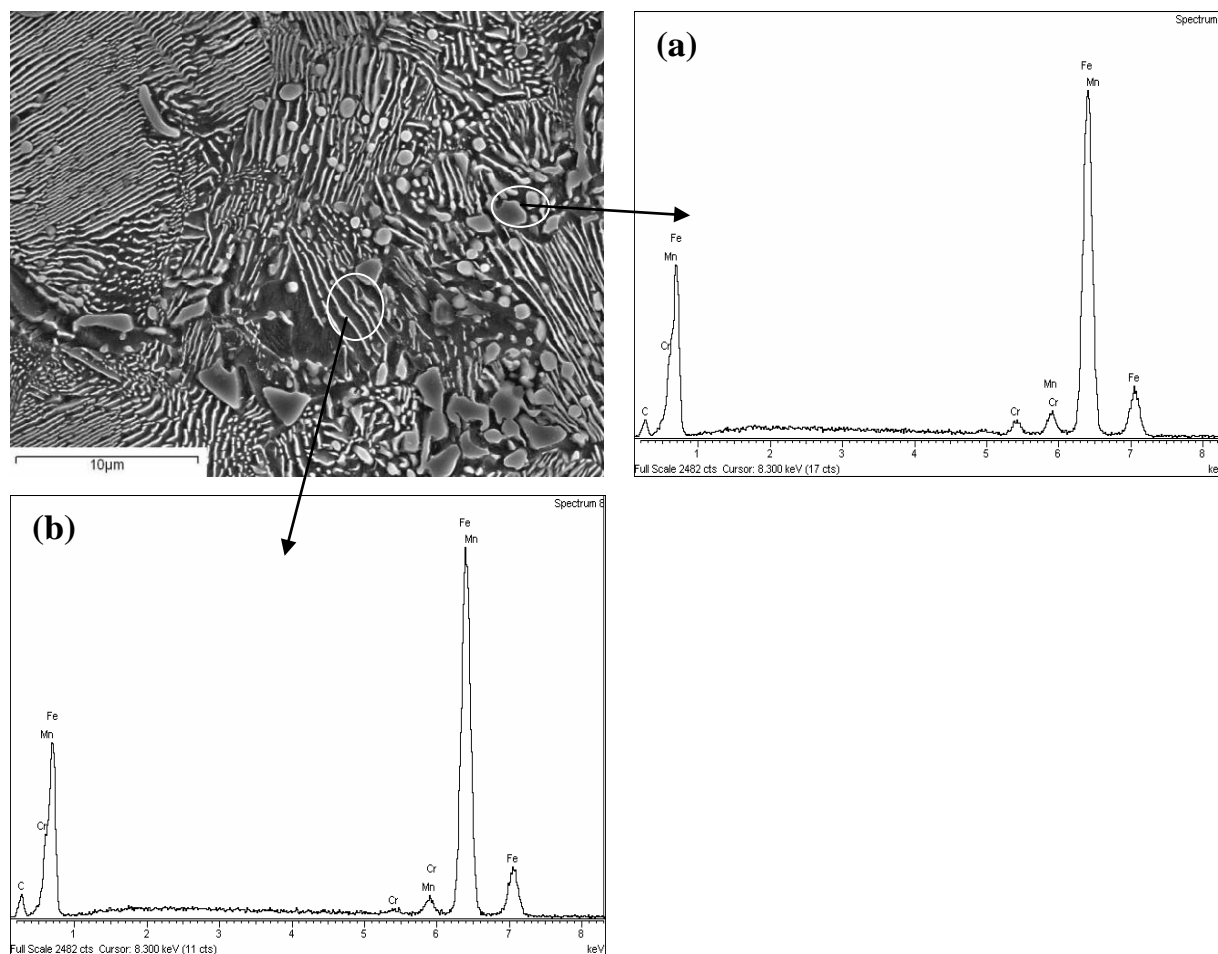


**Figura 40. 90MnCrV8. Recocido 1 hora a 850 °C y enfriado en horno. Carburos globulares en matriz perlítica.**

A la temperatura de calentamiento se produce la homogeneización del material, al situarse dentro del campo austenítico del diagrama Fe-C (Figura 1). Un enfriamiento lento origina que se produzcan las reacciones de equilibrio, que en este caso es la reacción eutectoide. El resultado es una estructura laminar compuesta por perlita, constituyente eutectoide formado por láminas alternadas de ferrita y cementita. En la estructura se pueden distinguir zonas en las que el espaciado y el grosor de las láminas de cementita es mayor debido a las diferentes condiciones de enfriamiento en estas zonas.

Dentro de la estructura perlítica se pueden apreciar zonas de gran densidad de precipitados globulares de cementita que no han llegado a disolverse a la temperatura de austenización, lo que provoca un empobrecimiento en carbono en el material y acerca su composición a la del punto eutectoide (0.78% C), lo que explica la microestructura eutectoide obtenida en vez de la microestructura hipereutectoide esperada dada la composición del acero.

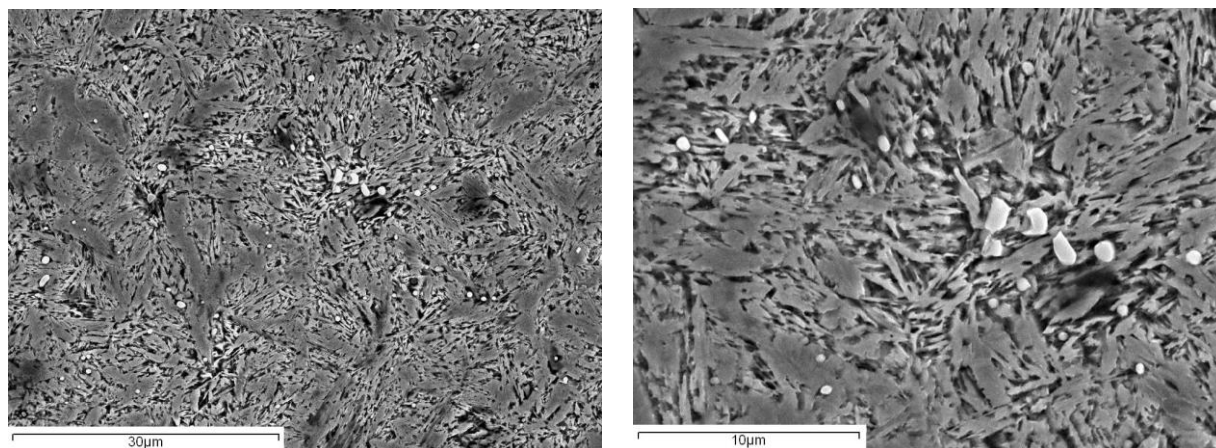
Además, analizando estos carburos globulares no disueltos (Figura 41a) y los laminares (Figura 41b) constituyentes de la perlita, se puede comprobar la influencia del cromo en la morfología de la cementita contenida en la estructura perlítica.



**Figura 41. Acero Recocido a 850°C y enfriado en horno. Análisis EDX de (a) carburos globulares y (b) carburos laminares**

Este hecho corrobora que mayores contenidos en Cr vienen asociados a morfologías esferoidales frente a los bajos contenidos de este elemento para el caso de los carburos de Fe laminares.

En la figura 42 se muestra la microestructura obtenida después un tratamiento de recocido, en iguales condiciones que en el caso anterior (850 °C), seguido de un enfriamiento al aire (normalizado).

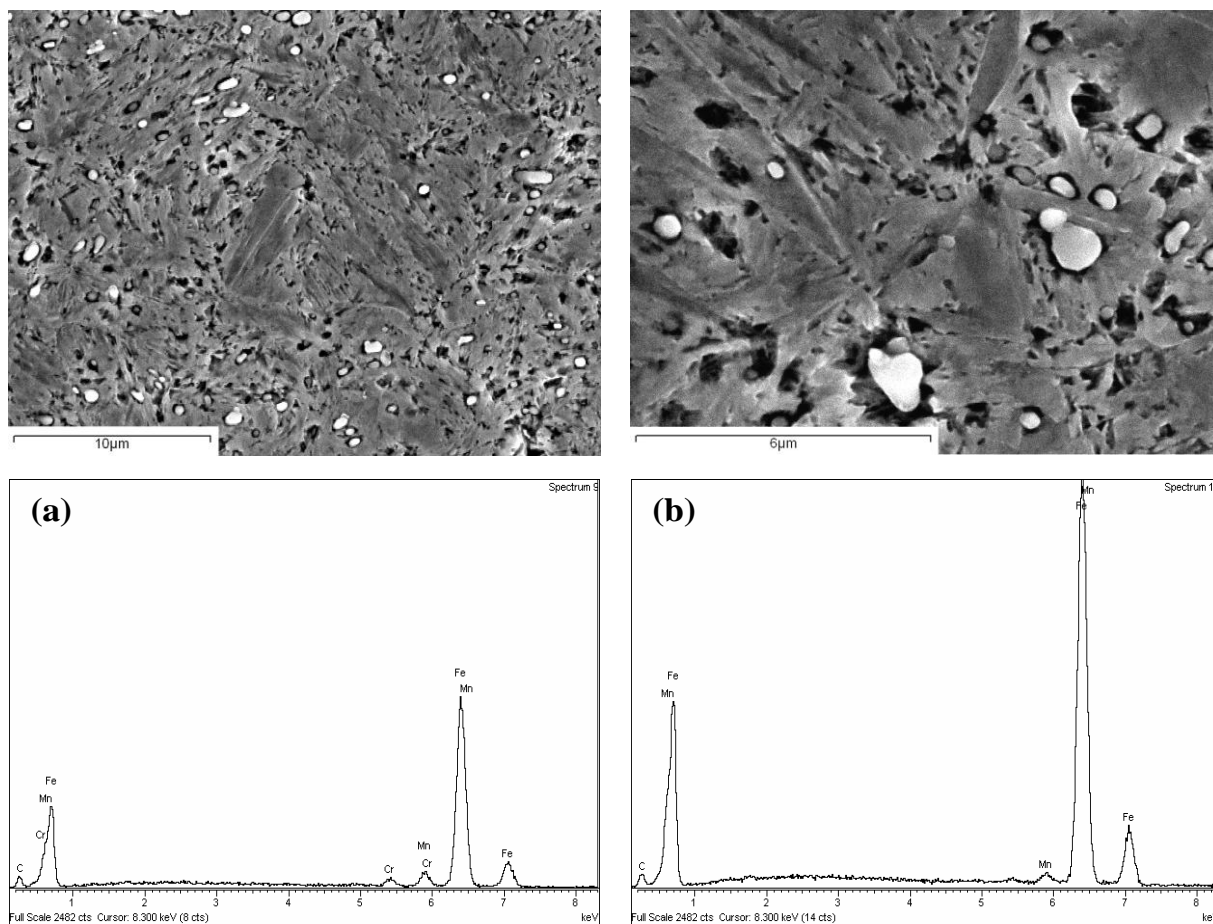


**Figura 42: Acero Recocido 1 hora a 850 °C y normalizado. Carburos globulares en matriz bainítica.**

En este caso la velocidad de enfriamiento es notablemente mayor que cuando se produce en el horno. Debido a esto la transformación eutectoide no llega a producirse, obteniéndose finalmente, a temperatura ambiente, una estructura compuesta por ferrita, bainita, algunas colonias de martensita y precipitados de cementita de pequeño tamaño que, o no han llegado a disolverse en el proceso de homogeneización, o han precipitado durante el enfriamiento. Los precipitados se concentran en las colonias de bainita y martensita, en las cuales el porcentaje de carbono es menor y las transformaciones de equilibrio necesitan tiempos mayores para producirse.

Cuando es aplicado un tratamiento térmico de temple (Figura 14), el acero de partida es llevado a temperaturas de homogeneización de 800 °C durante 30 minutos seguido de un enfriamiento en aceite. La microestructura obtenida se muestra en la figura 43 donde se observan placas de martensita dentro de la matriz ferrítica.

La velocidad de enfriamiento en el proceso de temple ha producido la transformación martensítica en ciertas zonas del material debido a las condiciones en las que se ha producido el proceso de enfriamiento (Figura 43).

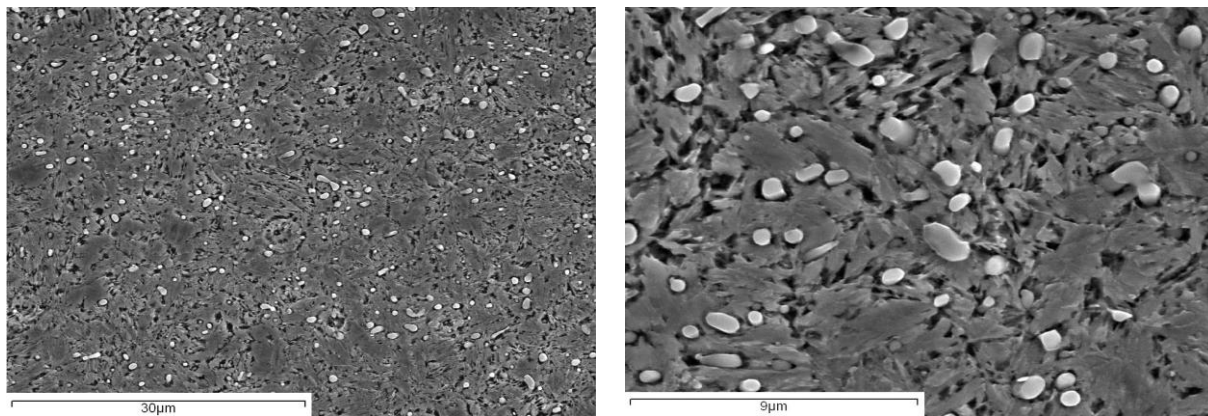


**Figura 43. Acero Solubilizado 30 minutos a 800 °C y templado en aceite. Carburos globulares en matriz martensítica. Análisis EDX de a) Carburos b) matriz ferrítico- martensítica.**

En los análisis EDX de la matriz y los precipitados constituyentes de la microestructura del acero templado en aceite, se observa la ausencia de cromo en la matriz, debido a la alta velocidad de formación de precipitados durante la transformación martensítica. El cromo presente en la austenita forma carburos que precipitan durante el proceso de enfriamiento. Debido a la alta velocidad de enfriamiento se obtiene una estructura altamente homogénea de precipitados de pequeño tamaño (Figura 43).

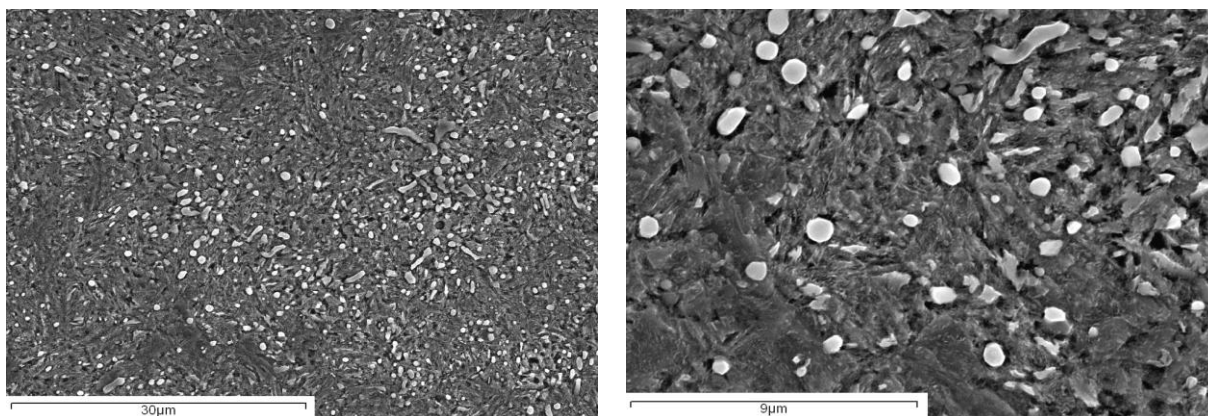
En las figuras 44 a 46 se observa la evolución del proceso revenido, posterior al temple, en función de la temperatura. Durante el proceso de revenido se activan las transformaciones difusionales que llevan al acero hacia la estructura de equilibrio, que en este caso sería perlita y cementita. Debido al efecto producido por los carburos, la composición queda empobrecida en carbono, obteniéndose una matriz ferrítica. Partiendo de la estructura obtenida en el temple, se observa un aumento en el tamaño de los carburos durante el proceso de revenido, así como la precipitación de una red de cementita en los límites de grano de la ferrita acicular.

La aparición de cementita es promovida por los fenómenos de difusión activados con la temperatura. Se observa la tendencia del material hacia una estructura perlítica con el incremento de la temperatura de revenido, desde 150 °C a 250 °C.



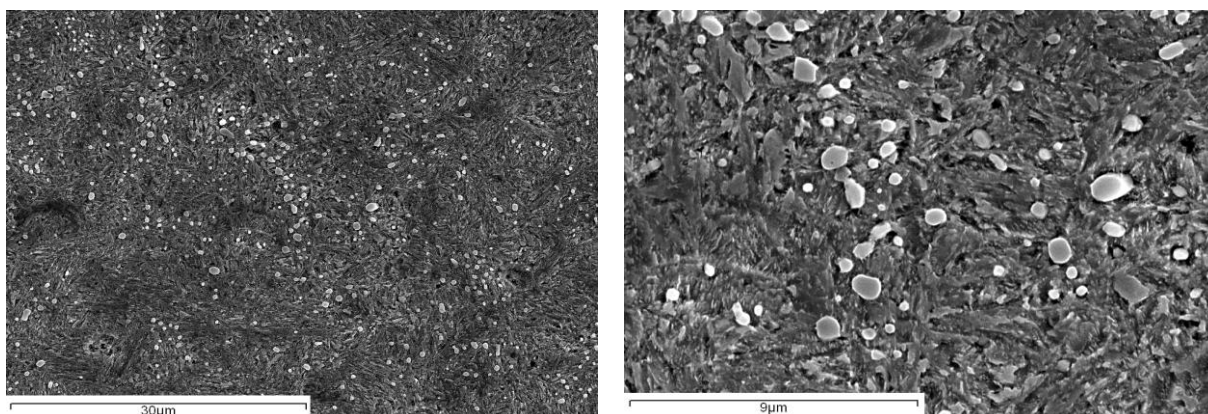
**Figura 44. 90MnCrV8. Solubilizado 30 minutos a 800 °C, templado y revenido 2 horas a 150 °C.**

**Carburos en matriz ferrítica.**



**Figura 45. 90MnCrV8. Solubilizado 30 minutos a 800 °C, templado y revenido 2 horas a 200 °C.**

**Carburos en matriz ferrítica.**



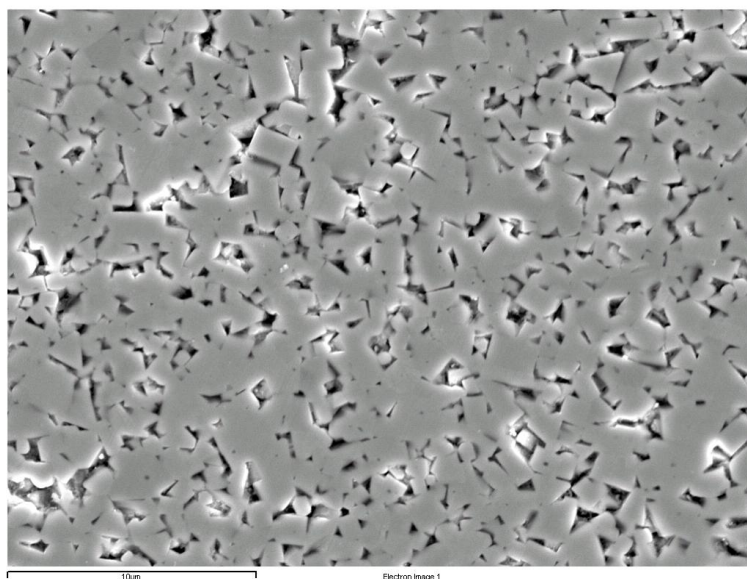
**Figura 46. 90MnCrV8. Solubilizado 30 minutos a 800 °C, templado y revenido 2 horas a 250 °C.**

**Carburos en matriz ferrítica.**



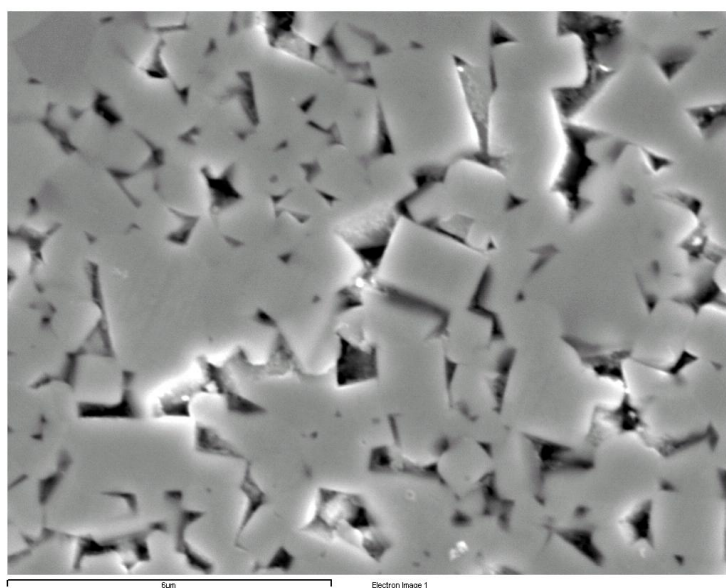
### 3.1.2. Caracterización microestructural del carburo de wolframio mediante MO y SEM-EDX

La microestructura del material de partida, es la observada en la figura 47.



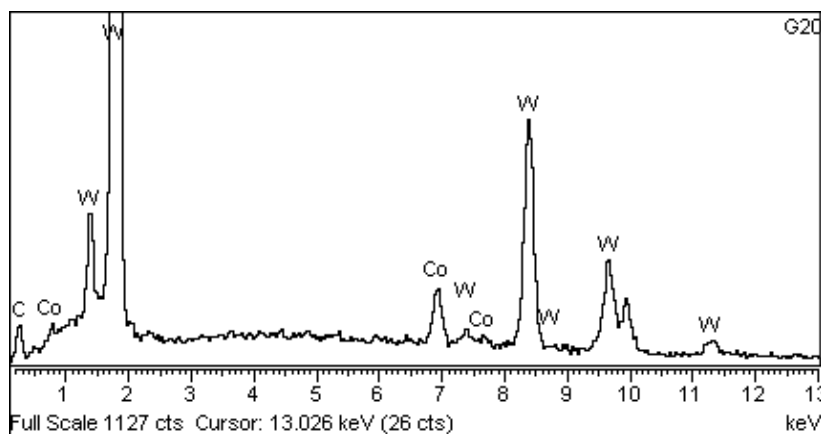
**Figura 47. Imagen SEM del Carburo de Wolframio.**

La estructura está formada por cristales ideomórficos de WC cuyo tamaño está comprendido entre 1 y 3  $\mu\text{m}$  de longitud. Observando la figura 48 mostrada a mayores aumentos, se aprecia que algunos cristales de WC están íntimamente unidos entre sí, por los procesos de difusión que tuvieron lugar durante su sinterización.



**Figura 48. Imagen SEM a mayores aumentos del Carburo de Wolframio.**

Analizando mediante microanálisis de rayos X semicuantitativamente la composición del WC de partida (Figura 49 y Tabla 9), ésta no se ajusta exactamente a la que se supone es la teórica del material, sobre todo desde el punto de vista de las cantidades de Co, debido a la disolución provocada por el reactivo del ataque metalográfico.



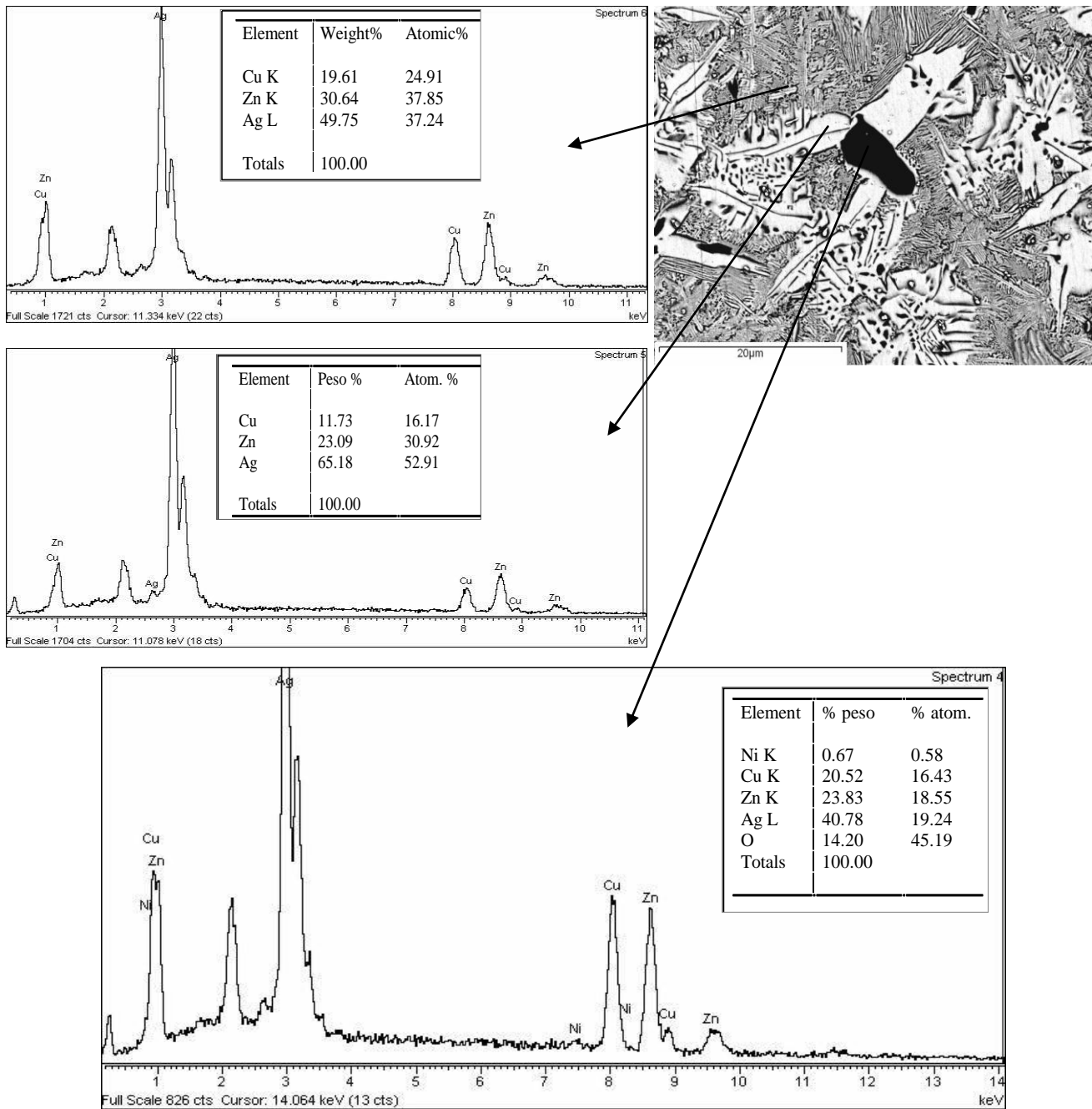
**Figura 49. Imagen EDX WC-Co.**

**Tabla 9. Composición de la probeta WC-Co.**

Elementos	Peso %	Atom. %
C	7.60	52.92
Co	5.25	7.45
W	87.14	39.63
Total	100.00	

### 3.1.3. Caracterización microestructural del material de aporte mediante MO y SEM-EDX

La microestructura que presenta el metal de aportación, tras un ciclo de calentamiento a 750 °C durante 15 minutos, es la observada en la figura 50. Se aprecia una estructura mixta, formada por un eutéctico binario y ternario.



**Figura 50. Imagen SEM del metal de aporte. Recocido 15 minutos a 750 °C.**

**Análisis EDX (a) matriz eutéctica binaria, (b) zonas claras eutéctico ternario, (c) zona oscura.**

En ella aparece una fase oscura más ligera, se trata de una solución sólida rica en Cu y pobre en Ag (Figura 50c). La zona clara (Figura 50b) corresponde con el eutéctico ternario Cu-Zn-Ag, siendo la matriz (Figura 50a) un eutéctico binario Ag-Cu (Zn) (Figura 51).

A baja temperatura el eutéctico ternario está constituido por solución sólida ternaria (Cu), (Ag) y  $\beta$ , como se deduce de la figura 51, punto C.

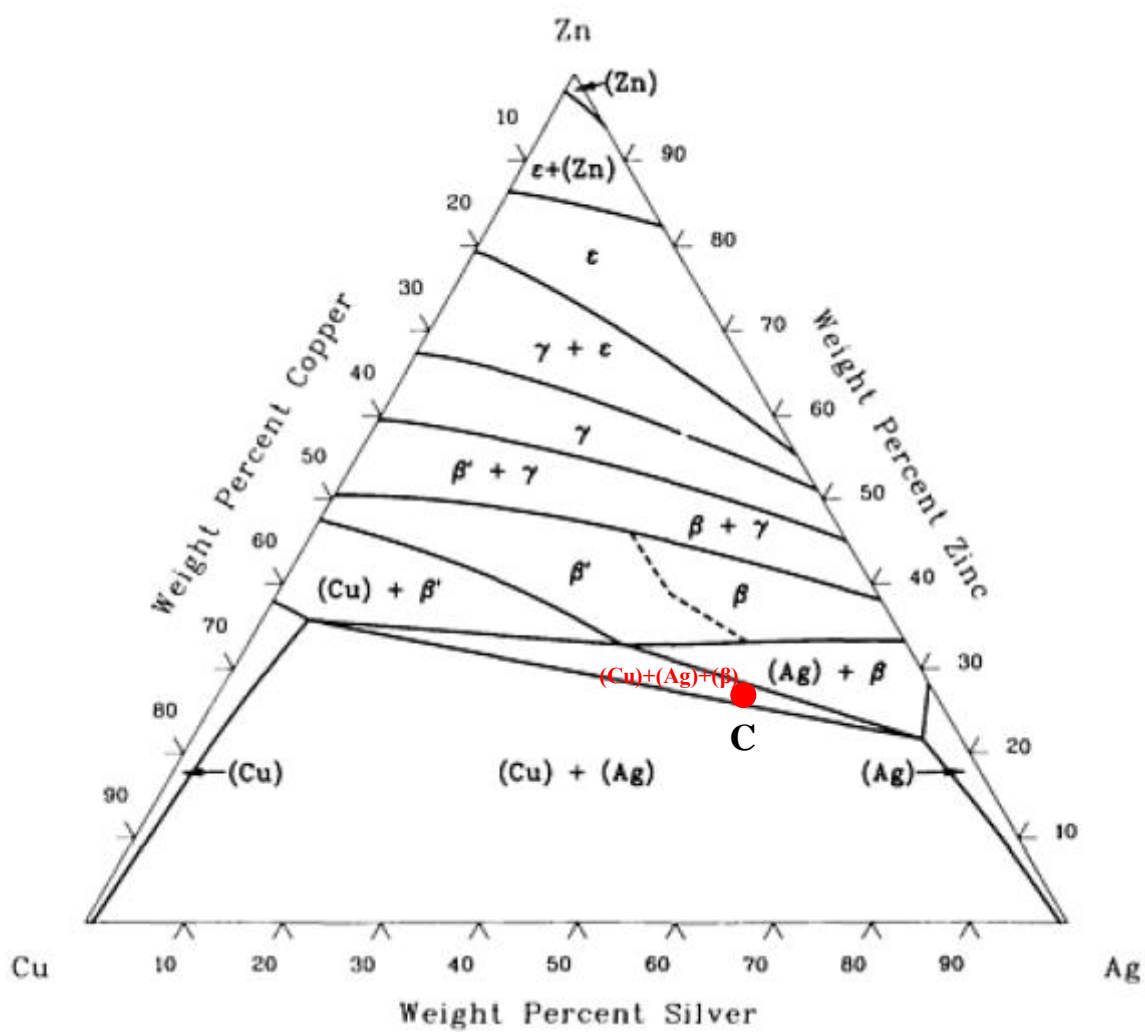


Figura 51. Sección Isoterma a 350 °C del diagrama de Fases Ternario Ag-Cu-Zn.



## 3.2. TÉCNICAS DE SIMULACIÓN PARA UNIONES SOLDADAS

### 3.2.1. Construcción del modelo para el análisis mediante ANSYS

#### 3.2.1.1. Estudio de enfriamiento por convección

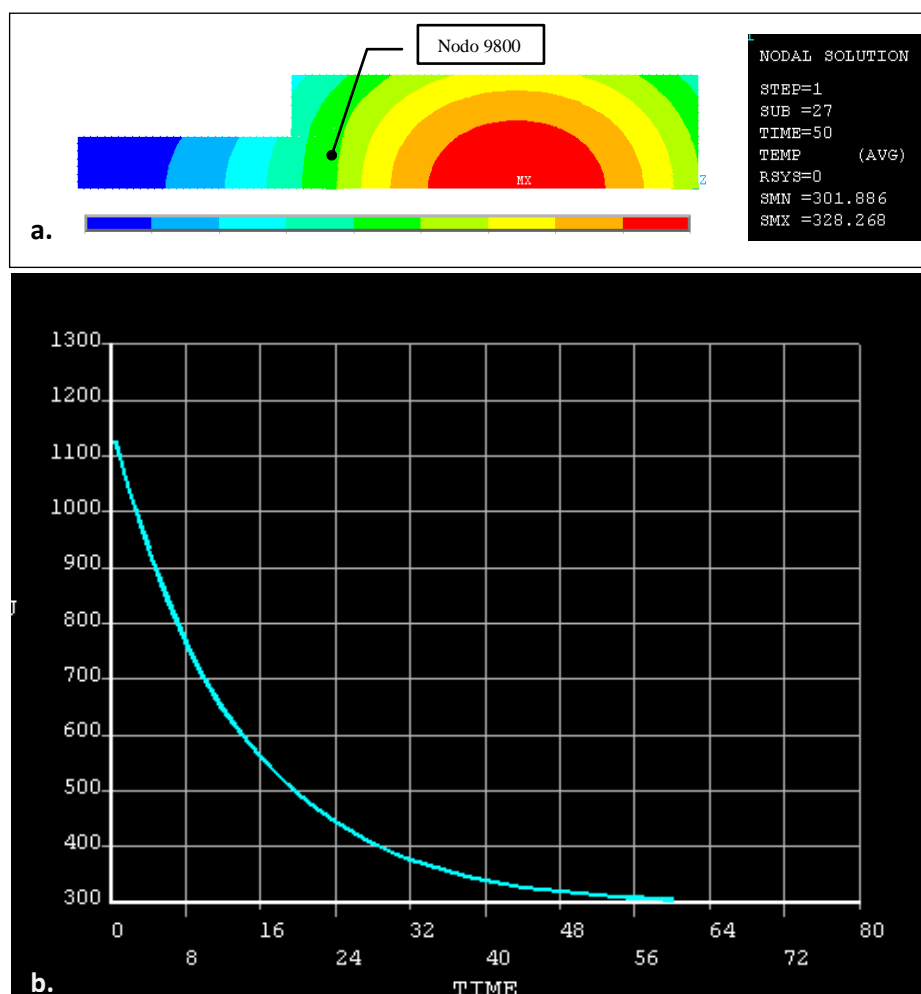
En la Tabla 10 se recogen todas las condiciones de convección/tiempo ensayadas para  $T_{ref}$  1148 K (875 °C) y diseño de gap 0.7 mm, y el resultado obtenido en cuanto a rango de temperaturas alcanzadas.

**Tabla 10. Condiciones de convección/tiempo ensayadas para  $T_{ref}$  1148 K y diseño de gap 0.7 mm.**

<i>Coefficiente de Convección [W/m<sup>2</sup> K]</i>	<i>t (s)</i>	<i>Rango temperaturas alcanzadas(K)</i>
25	1000	704 -
	3000	350 -
	5000	303 -
300	300	330 -
	500	300 -
1500	50	338 - 370
	90	304 -
	100	302 - 320
2000	50	314 -
3000	50	301 - 328
	60	298 - 308
	70	298 - 302
	100	298
4000	50	298 - 308
5000	50	298 - 300
6000	50	298 - 300
10000	60	298

Se observa que bajo convección de 3000W/m<sup>2</sup>K se obtienen resultados adecuados. Para estas condiciones se muestra en la figura 52a, el estado de enfriamiento de la pieza a los 13.5 s (*substep* 27). Comprobamos que es en el núcleo del acero, lejos del cordón de soldadura, donde la pieza requiere mayores tiempos para su completo enfriamiento y corresponderá a esta zona el resultado de máxima temperatura nodal alcanzada.

Elegidas estas condiciones, se incluye el estudio de la curva de enfriamiento de un nodo aleatorio situado en una zona interior del cordón de soldadura. La curva facilitada por el programa para el nodo 9800 (Figura 52) muestra que en este punto se alcanzan los 300 K (27 °C) a los 40 s.



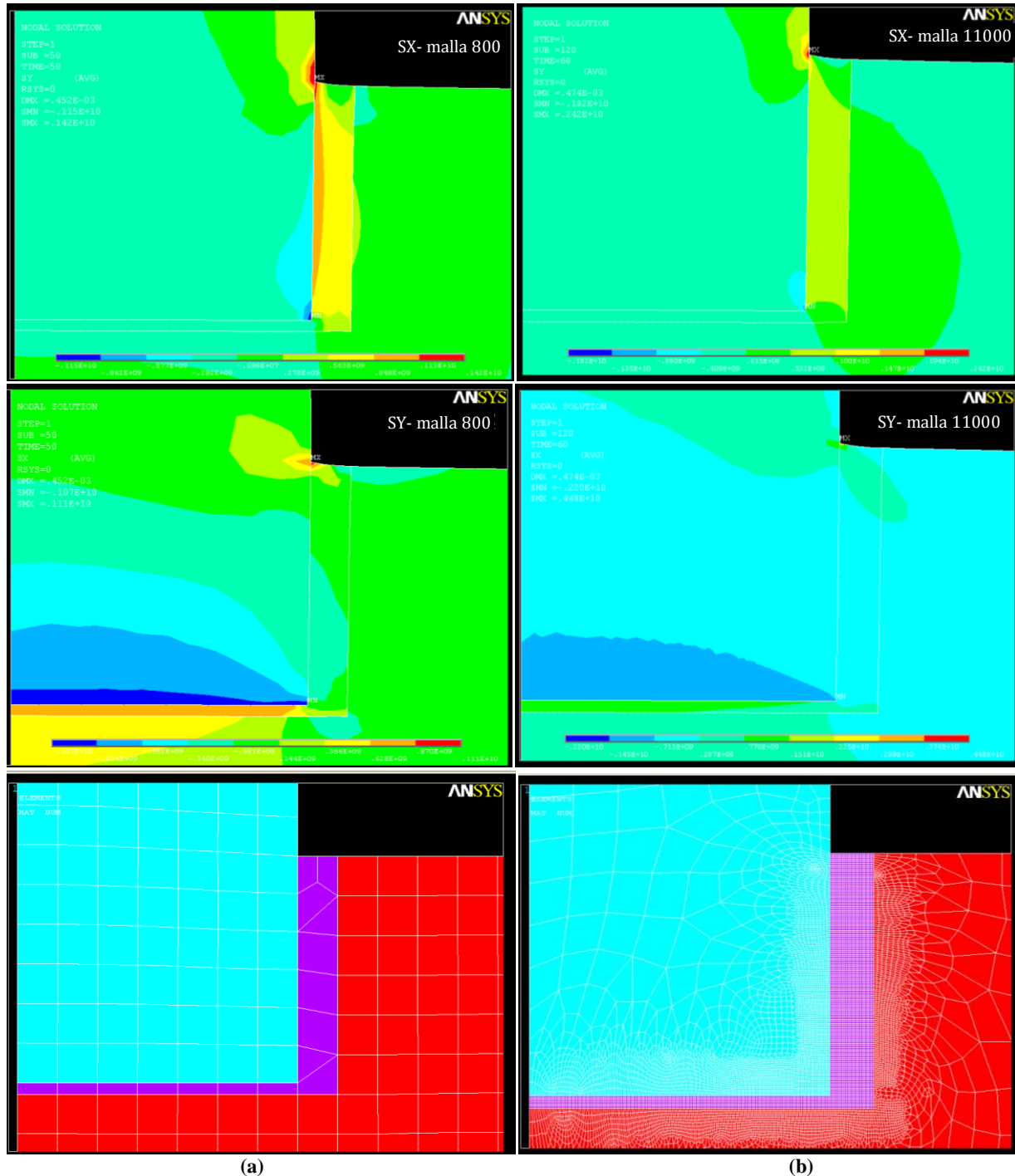
**Figura 52. (a) Mapa de solución nodal para el estado de enfriamiento en el *substep* 27 de la simulación desde 1148 K (875 °C) y 3000W/m<sup>2</sup>K. Solución nodal final para tiempo de 50 s. (b) Curva de enfriamiento, T(K) vs t(s), para el nodo 9800 del interior de la pieza sobre el cordón de soldadura.**

Podemos concluir, por tanto, que la asignación de un coeficiente de convección de 3000 W/m<sup>2</sup>K y un tiempo de enfriamiento de 60 s, asegura el correcto enfriamiento de la pieza siendo coherente con la experimentación. Aplicaremos estas mismas condiciones para el resto de simulaciones que se realizarán.

### 3.2.1.2. Estudio de convergencia del mallado

En el análisis cualitativo y cuantitativo del efecto que el refinado de la malla tiene en los máximos de tensión residual generados en la pieza, se muestra que, efectivamente, un mallado más fino conlleva a resultados de tensiones mayores. Se observa que existe una coherencia en la evolución de los máximos obtenidos para diferentes temperaturas, no dependiendo esta tendencia del refinado

de la malla. Sin embargo, el número de elementos en el mallado tiene un claro efecto cuantitativo en el orden de magnitud de las tensiones obtenidas.



**Figura 53. Mapa de tensiones generadas,  $\sigma_{xx}$  (SX) y  $\sigma_{yy}$  (SY), en la región de soldadura para mallados a (a) 800 y (b) 11000 elementos.**

En la figura 53, simulación a 1148 K y espesor de unión lateral 0.7 mm, se puede comprobar el mapa de tensiones normales generado para mallados a 800 elementos y 11000 elementos. Hemos



de tener en cuenta que estos mapas, visualmente, no son continuos, dado que están realizados únicamente con nueve tonalidades diferentes para todo el intervalo de valores.

Efectivamente, la distribución de los máximos de tensión residual para los dos mallados guarda una coherencia cualitativa, siendo similares los mapas obtenidos en cuanto a la distribución de los mismos. No sucede así con el rango de las magnitudes obtenidas. En general los valores máximos de tensión se duplican al refinar la malla de 800 a 11000 elementos, siendo especialmente sensibles los valores de tensión positiva en x, cuyo valor se cuadriplica con el refinado de la malla: máximo  $\sigma_{xx}$  (+) aumenta de 1.1 a 4.5 GPa,  $\sigma_{yy}$  (+) aumenta de 1.4 a 2.4 GPa.

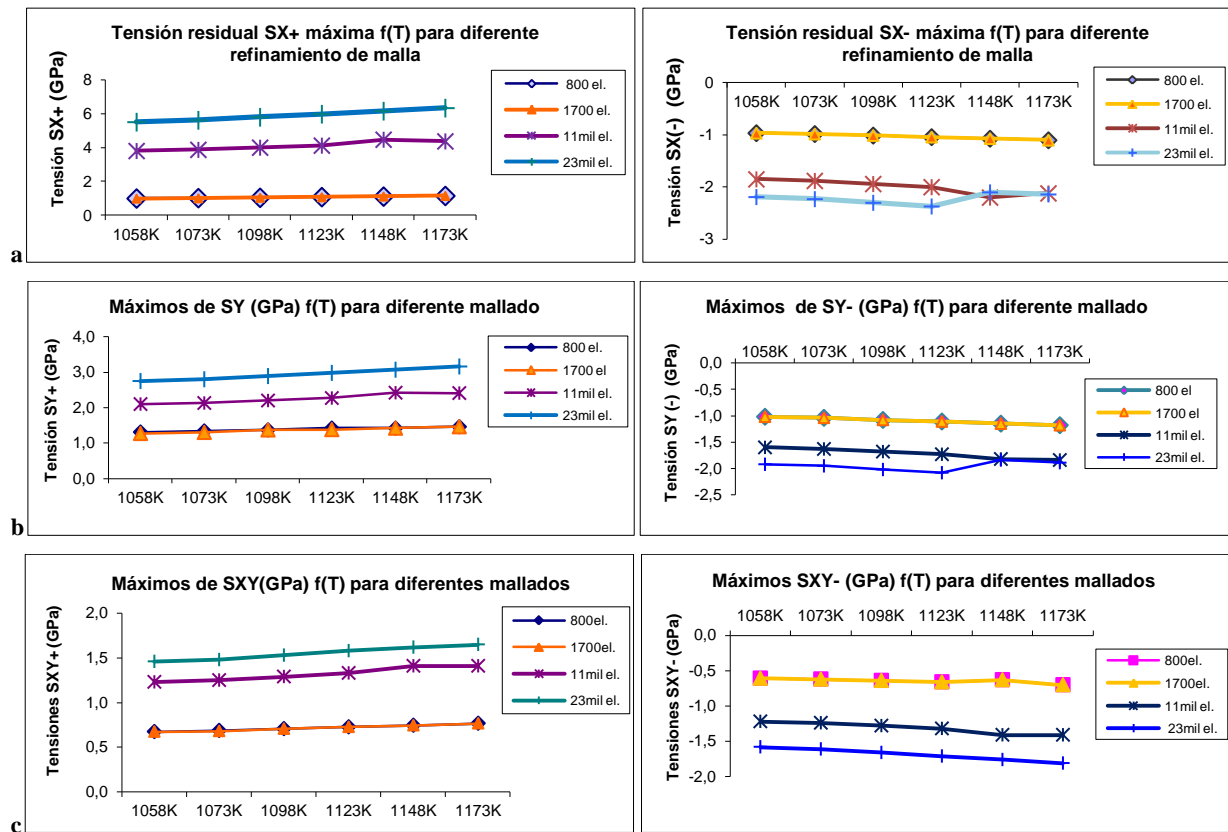
Dada la trascendencia de estas disparidades se procede al estudio de la variación de las tensiones máximas, obtenidas a diferentes temperaturas de referencia brazing, para sucesivos refinamientos de malla en la zona de soldadura y proximidades.

Se ha de realizar un estudio de la variación del orden de magnitud de las tensiones obtenidas para el diferente refinado de malla teniendo en cuenta que el tamaño de elemento estará condicionado por el espesor del gap.

#### **a. Estudio de la variación del orden de magnitud de resultados para diferente refinado de malla**

Se realizaron simulaciones de enfriamiento desde diferentes temperaturas para piezas con diseño de espesor de unión lateral 0.7 mm, con mallas de 800, 1700, 11000 y 23000 elementos. El objetivo es comparar, para diferentes mallados, la magnitud de los resultados de tensión máxima con la temperatura.

La figura 54 recoge la evolución de los valores máximos de cada tensión, positivos y negativos de  $\sigma_{xx}$ ,  $\sigma_{yy}$  y  $\tau_{xy}$  (SX, SY y SXY, respectivamente), con la temperatura de simulación. Las gráficas muestran los diferentes resultados obtenidos según el mallado utilizado. Analizamos aquí la disparidad de resultados en función del mallado.



**Figura 54. Evolución de tensiones máximas con la temperatura de referencia, para diferentes mallados. Simulaciones realizadas para piezas con diseño 0.7 mm de unión lateral. Valores máximos, positivos y negativos, de tensión residual (a)  $\sigma_{xx}$  (SX), (b)  $\sigma_{yy}$  (SY) y (c)  $\tau_{xy}$  (SXY).**

Se observa que los valores obtenidos para mallas gruesas de 800 y 1700 elementos, correspondientes a mallados con tamaño inicial de elemento de 0.35 mm y 0.10 mm para el área correspondiente al material de aporte, son semejantes y sus valores se superponen. El refinado de la malla no es significativo. Sin embargo, cuando la malla se refina a tamaños de elemento muy inferiores, estos valores aumentan considerablemente. Efectivamente un refinamiento de malla mayor supone valores superiores de tensiones [50]. Al ir aproximándonos a refinados más rigurosos, el salto de valores disminuye, es decir, la solución converge, como cabía esperar.

En la bibliografía [57] se recoge como dato, para estudios de geometrías similares, que 4000 elementos en la región crítica es un refinado suficiente para obtener valores aceptables. Para la geometría con la que estamos trabajando en este estudio hay que tener en cuenta que, en el mallado de la pieza, solo unos 3000 elementos corresponden al grueso de la misma y el resto se localizan en torno a la zona de soldadura y proximidades. De modo que se deberá tomar como referencia un refinamiento de malla a partir de 7000 elementos. Los resultados aquí obtenidos muestran claramente que hasta 23000 elementos los valores no se han estabilizado. Para concluir si se debe

continuar refinando la malla en las regiones del cordón de soldadura hay que tener en cuenta que la necesidad de disminuir el tamaño del elemento de mallado está claramente relacionada con el grosor del gap. Por ello, la conclusión de este estudio queda vinculada al estudio del caso particular del diseño con una unión más fina y que se analiza a continuación.

#### b. Estudio de la variación de orden de magnitud de resultados para diseño de gap menor

Dado el gran volumen de datos y el tiempo de computación necesario que supone realizar simulaciones con mallados tan finos, se optó por analizar la evolución de resultados para un refinado de malla muy superior, 49000 elementos, de modo que aseguremos ser lo bastante precisos. Si los resultados se mantienen considerablemente estables a esos niveles, concluiremos como apropiado mallas en torno a 23000 elementos.

Tomamos el caso del diseño de soldadura con menor espesor de unión (0.25 mm), cuyas dimensiones son más limitantes y exigen mayor refinamiento para una correcta lectura de tensiones, de modo que nos permitirá tomarlo como referencia asegurando una válida referencia para el resto de diseños.

Se estudia así la evolución de resultados en simulaciones del enfriamiento desde 1148 K para el modelo con espesor de unión lateral de 0.25 mm. Para tener una visión más intuitiva se contrastan resultados con mallados a 7000, 21500 y 49000 elementos (Figura 55).

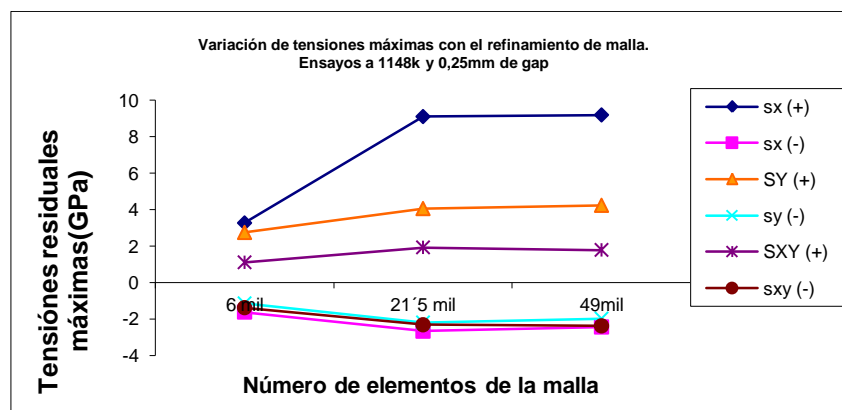


Figura 55. Valores máximos de tensión obtenidos para el estudio de piezas con diseño 0.25 mm de gap y 1148 K (875 °C) de temperatura brazing contrastadas con diferentes refinamientos de malla.

Las mallas a 23000 y 49000 elementos coinciden prácticamente en sus valores de tensiones residuales máximas generadas. Se considera que en ambos modelos la solución converge y por

tanto es innecesario un refinamiento mayor de 23000 elementos, que solo aumentaría los tiempos de cálculo. El error relativo entre ambos resultados es inferior al 4%, lo cual es aceptable y permite establecer como refinamiento suficiente de la malla, los 23000 elementos.

### 3.2.2. Simulación para condiciones experimentales ( $T_{ref}$ 1148 K y 0.7 mm de gap)

A continuación se presentan y discuten los resultados obtenidos para las simulaciones bajo temperatura de referencia 1148 K (875 °C) y para diseños de unión lateral de espesor 0.7 mm.

#### 3.2.2.1. Desplazamientos en la geometría

Al observar los desplazamientos producidos por el enfriamiento tanto en dirección X como Y (Figura 56), obtenemos que, debido a la contracción de los materiales, se generan desplazamientos negativos a lo largo de toda la pieza hacia los nodos limitados en movimiento, es decir, hacia la base ( $y=0$ ) y hacia el eje de simetría ( $x=0$ ). La contracción del acero es mayor que en el caso del metal duro, como muestra la mayor generación de diferenciales  $dx$  y  $dy$  en este material. Esto es debido al mayor coeficiente de dilatación térmica que presenta el acero, respecto al carburo.

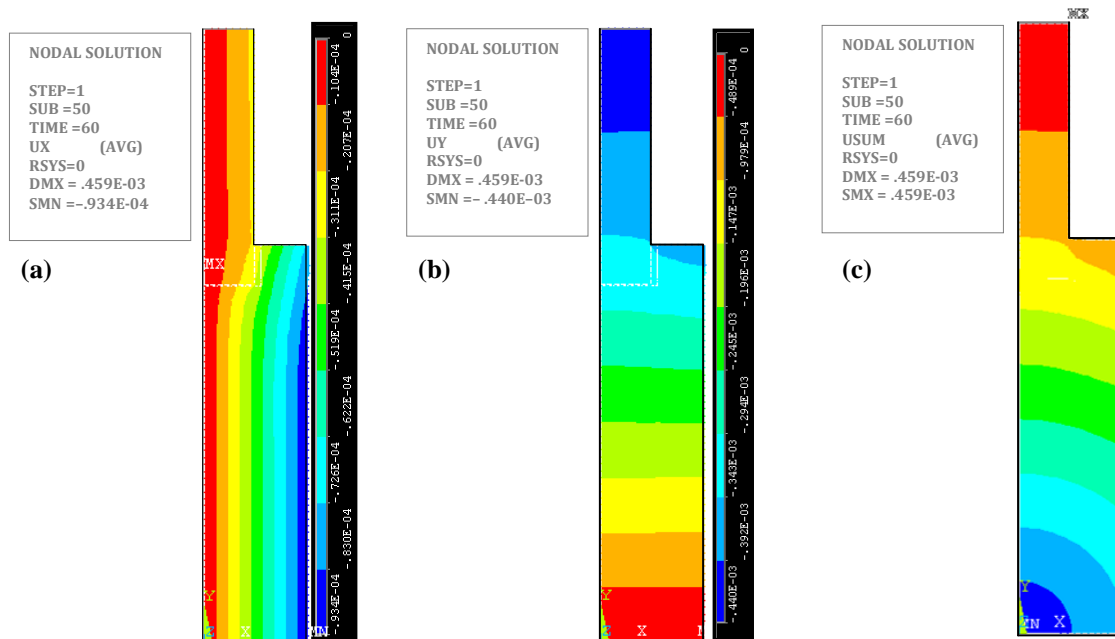
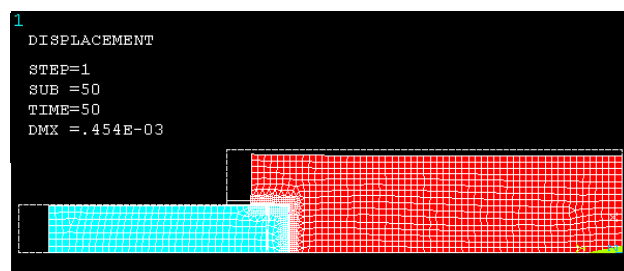


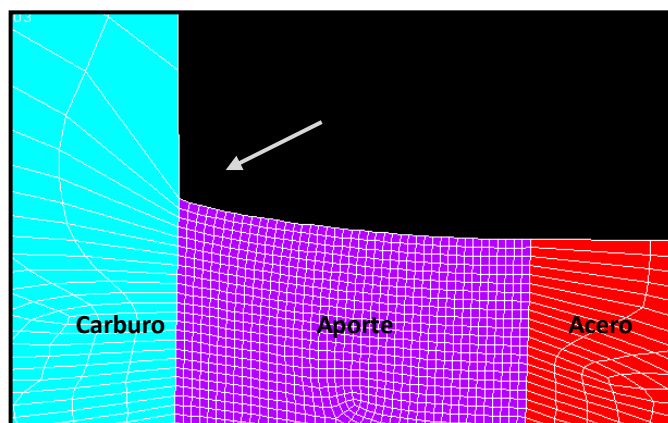
Figura 56. Desplazamientos térmicos en (a) X, (b) Y, y (c) suma, generados en la pieza a 1148 K (875 °C) / 0.7 mm gap.

En la figura 57 encontramos la imagen escalada de la pieza contraída tras el enfriamiento y el perfil

inicial de la misma. Efectivamente la pieza se mantiene fija bajo las restricciones impuestas a su desplazamiento por las condiciones de contorno.



**Figura 57.** Imagen escalada de la pieza deformada tras enfriamiento y perfil inicial de la pieza.



**Figura 58.** Detalle de la superficie de la unión del aporte con el carburo.

Al observar más en detalle las imágenes se aprecia una región especialmente afectada por el diferente comportamiento de los materiales, como puede observarse en la figura 58. Se trata de la zona de unión del aporte con el carburo en el codo externo de la soldadura. La diferente respuesta de los materiales en el enfriamiento y la condición de unión de sus elementos generan que el material más dúctil esté sometido a grandes deformaciones en el límite de su región. Cabe esperar, por lo tanto, que se concentren aquí altos valores de tensión.

### 3.2.2.2. Deformaciones elásticas

El estudio del campo de deformaciones elásticas muestra que es la zona de unión brazing la que sufre mayores deformaciones (Figura 59), con especial efecto en la interfase del material de aporte/carburo, produciéndose valores máximos en el codo interno del diseño de unión y en su superficie exterior.

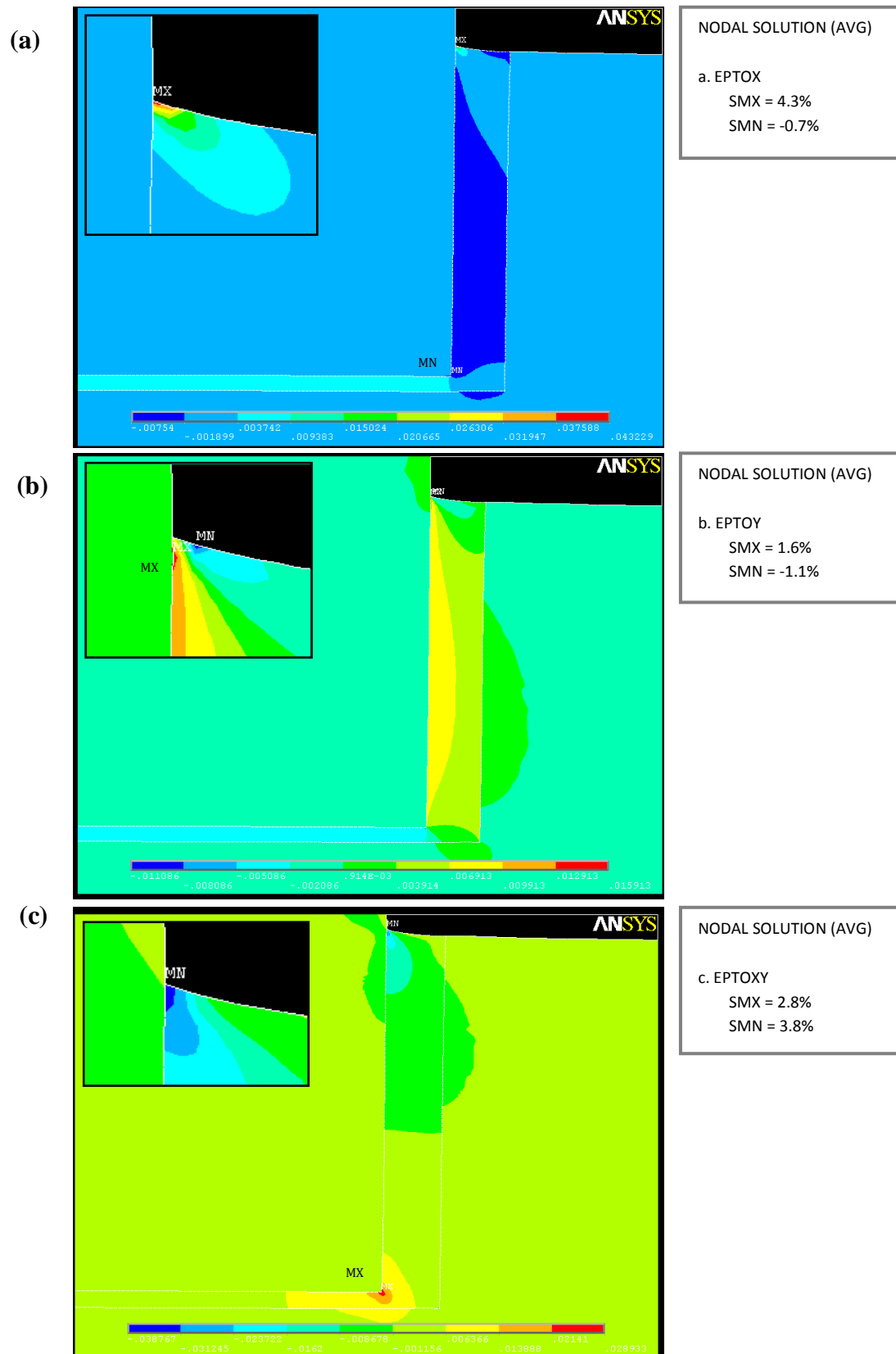


Figura 59. Deformaciones elásticas en la zona de soldadura: (a) en dirección X, (b) en dirección Y, (c) en XY. Imágenes para ensayos a 23000 elementos y  $T_{ref}$  1148 K (875 °C), 0.7 mm de gap.



El aporte, que posee un mayor coeficiente de dilatación térmica, es el elemento que más tiende a contraerse, sin embargo, se encuentra unido a dos materiales que lo hacen en muy distinta forma, lo que moldeará el campo de deformaciones y como veremos, el de tensiones.

Analizamos a continuación el mapa de deformaciones en detalle:

► El mapa de deformaciones en dirección X e Y (Figura 59a-b) muestra una gran deformación **negativa transversal** (zona azul) del material de aporte a lo largo de toda la unión, especialmente en la interfase con el carburo.

- El aporte se contrae siendo a su vez arrastrado y deformado por la gran contracción del acero, todo ello en contraposición a la pieza de metal duro.

► La deformación **máxima transversal negativa** (MN), tanto en dirección X como Y (Figura 59a-b respectivamente), se localiza en el codo interno de la unión, concretamente sobre la interfase aporte/cermet. Estos máximos de deformación negativa son la expresión máxima de las deformaciones transversales a lo largo de la unión que confluyen en el ángulo interno de la misma.

► Se observa igualmente una importante deformación **positiva longitudinal** de la unión (zona anaranjada del aporte), destacando de nuevo el límite del metal de aporte con el carburo (zona roja amarilla).

- La menor contracción del carburo implica una deformación de los elementos del aporte unidos a él en contra de la contracción natural de este material y el acero. Esto provoca elongaciones positivas de los elementos del aporte de la unión, llegando a generar también cierta deformación longitudinal de los elementos del acero próximos a esta zona de unión.
- Esta interfase carburo/aporte separa los dos materiales con mayor disparidad de coeficientes de dilatación térmica; como resultado de la menor contracción del carburo, el aporte ve limitada su capacidad de contracción, produciéndose incluso un balance positivo longitudinal a la unión, que como veremos corresponde a un estado tensionado a tracción y cizalla.

► La deformación **máxima longitudinal positiva** (MX) se observa próxima a la superficie de la unión sobre los elementos del aporte en la interfase con el carburo, próximos al codo externo de la junta (Figura 59b).

- La deformación longitudinal de la unión ve maximizado su efecto cerca de la superficie exterior donde el aporte queda deformado en mayor medida en su interfase por el carburo.

► En esta misma región, interfase aporte/carburo en el codo externo de la unión, obtenemos que se produce además una deformación **máxima transversal positiva (MX)** experimentada por elementos del aporte. Es el resultado de la mayor contracción en la zona de la interfase con el acero.

Estas deformaciones inducen a esperar en esta zona estados altamente traccionados y sometidos a cizalla.

► En el análisis del mapa de las deformaciones **XY producidas a cizalla** (Figura 59c) encontramos, en concordancia con todo esto, dos zonas críticas, el codo externo e interno de la geometría de la unión en su interfase carburo/aporte. Estas zonas es donde se agudiza la deformación consecuencia de todo lo anteriormente expuesto, generando deformaciones a cizalla que marcarán las zonas críticas de la unión.

- Las deformaciones transversales negativas en dirección X e Y confluyen en el ángulo interno de la geometría de la unión, generando **máximos de deformación XY positivos** sobre elementos de la interfase aporte/carburo de este codo interno.
- De igual modo confluyen las tensiones transversales y longitudinales en el codo externo de la unión dando lugar a distorsión angular, deformación **XY negativa máxima (MN)**.

Por lo tanto, encontramos cómo en los puntos de superficie exterior de la intercara carburo-aporte se producen las mayores deformaciones en el aporte. Si tenemos en cuenta que el coeficiente de dilatación térmica del aporte es el más alto de los tres materiales, (el de menor coeficiente es el carburo, por tanto el que menos se contrae), podemos esperar situaciones críticas de tensión ya que el intermediario, aporte, va a ver comprometida su capacidad de contracción al ser condición impuesta en la simulación la unión inseparable de las partes. Al comprimirse el acero y el material de aporte en modo más similar que el carburo, la condición de continuidad va a someter al material de aporte a un estiramiento, desplazamiento positivo, de sus elementos más próximos a la intercara con el cermet en la superficie.

Por otro lado, obtenemos además en el ángulo interior de la unión, una región sometida a grandes deformaciones elásticas a cizalla localizada sobre elementos del aporte en el codo interno de la unión en su interfase con el carburo, por confluencia de las deformaciones transversales de cada parte.

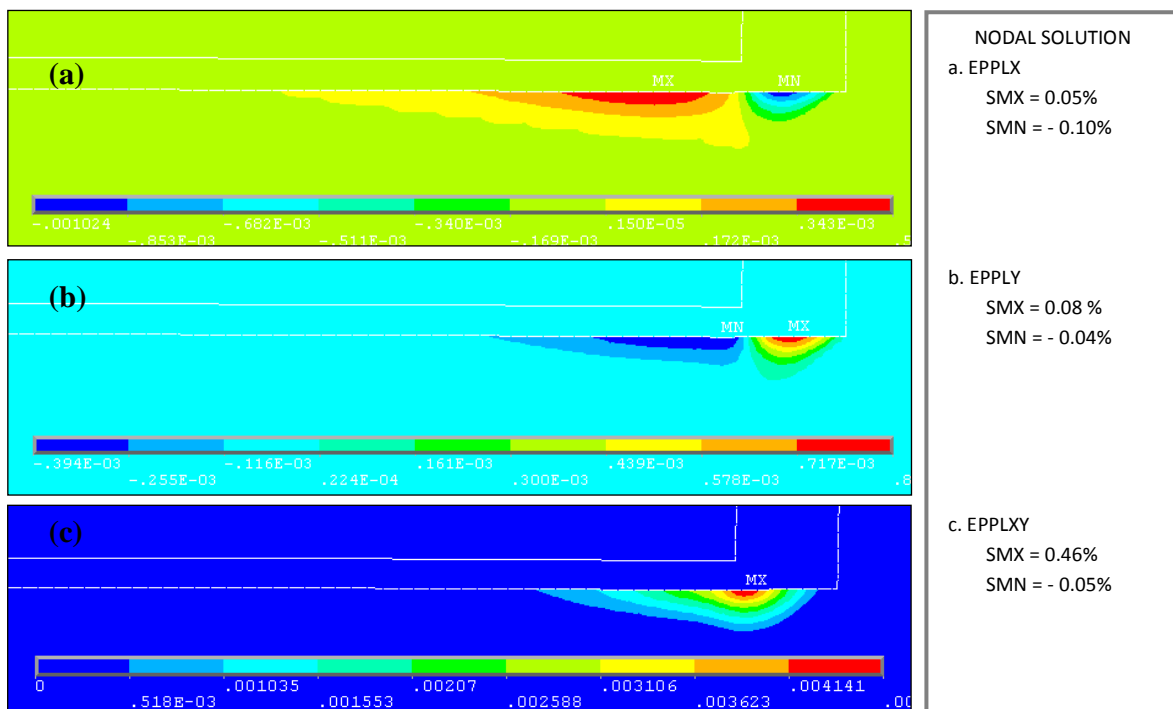


### 3.2.2.3. Deformaciones plásticas

La aparición en la pieza de deformaciones plásticas implicaría que el límite elástico del material habría sido sobrepasado por las tensiones residuales generadas. La existencia de tales deformaciones mostraría zonas críticas a estudiar en el análisis de tensiones.

El mapa de deformaciones plásticas originado en la pieza (Figura 60) muestra elementos del acero afectados por pequeñas deformaciones de este tipo. Se trata de los elementos del acero en el límite de su interfase con el material de aporte, en el ángulo interno de la unión. La deformación máxima (Figura 60 c) se localiza alineada justo con el límite de la pieza de carburo.

Se obtienen dos zonas muy próximas de deformación plástica en sentidos opuestos tanto en la dirección X como en Y. Se trata por tanto de una zona deformada a cizalla que, a pesar de suponer elongaciones por debajo del 0.46%, es muy importante tener en cuenta.



**Figura 60. Deformaciones plásticas producidas en la zona de soldadura: (a) en dirección X, (b) en dirección Y, (c) en XY. Imágenes para ensayos a 23000 elementos y  $T_{ref}$  1148 K (875 °C), 0.7 mm de gap.**

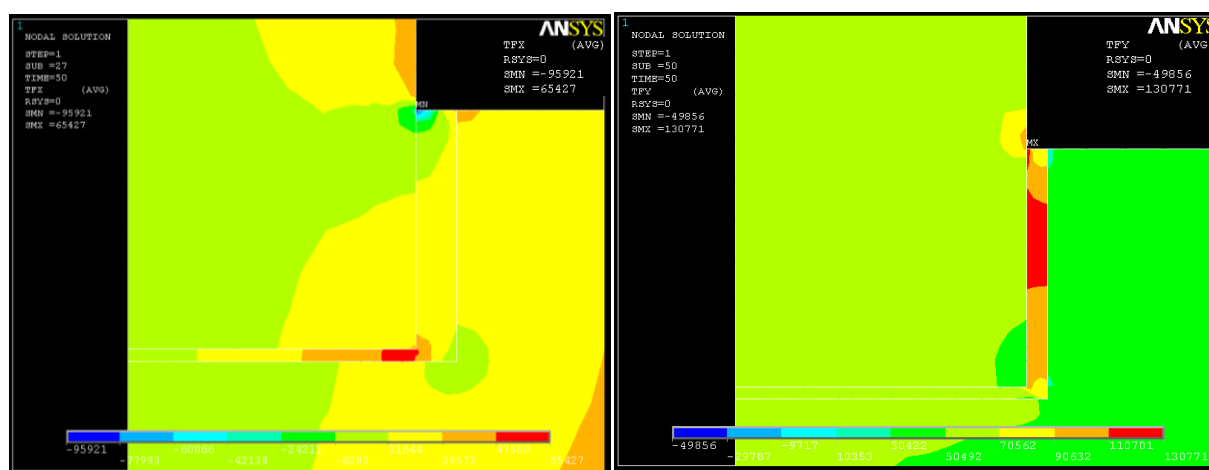
Esta zona del codo interior de la unión es para la que se obtenían deformaciones elásticas máximas a cizalla localizadas sobre elementos del carburo y el aporte. Dado que el acero presenta un límite elástico mucho menor que el carburo, y que el aporte mantiene su comportamiento elástico a baja temperatura, será el acero el susceptible de sufrir plasticidad, como se intuye de las deformaciones,

si las esperadas tensiones generadas a cortadura en esta región superan el límite del acero.

### 3.2.2.4. Flujo térmico producido durante el enfriamiento

Durante el enfriamiento de la pieza se produce un flujo de calor [ $\text{W/m}^2$ ] cuyo mapa vendrá determinado por la geometría y los valores de conductividad térmica de los diferentes materiales. Según la pieza se va enfriando este flujo disminuye hasta hacerse nulo.

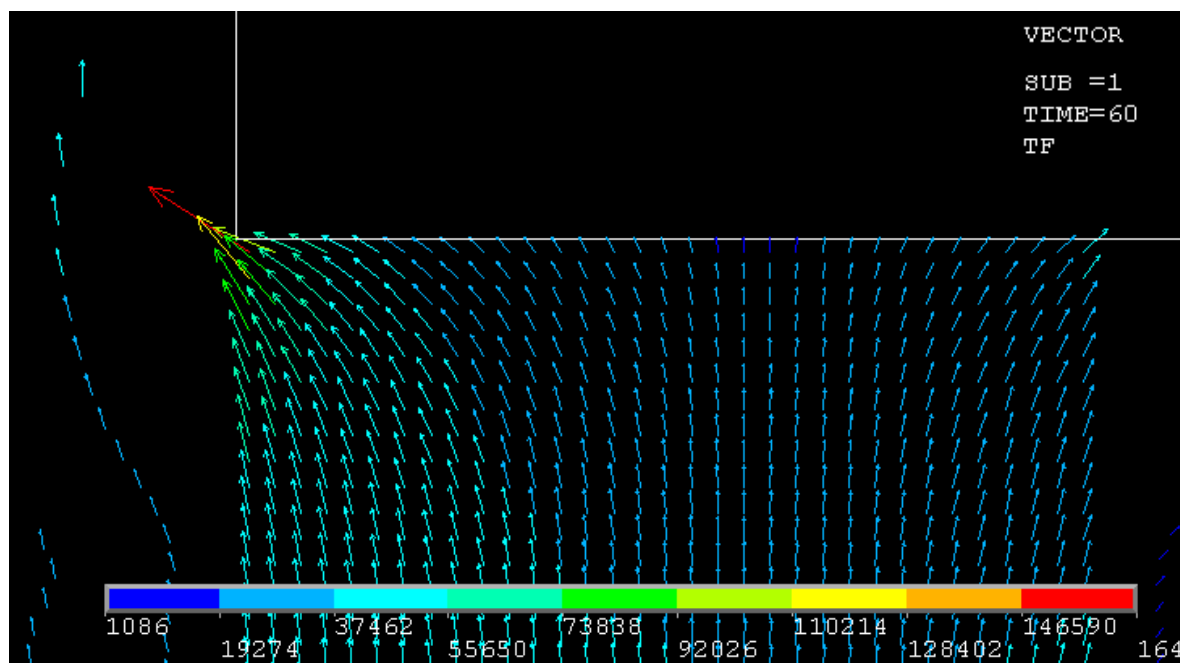
En el enfriamiento por convección, según la distribución de la pieza, el calor va a fluir al exterior de la misma, en principio, a través del carburo de mayor conductividad térmica que el acero. Sin embargo, al ser el material de aporte el de mayor conductividad con diferencia, obtenemos que el gran flujo de calor hacia el exterior se produce a través de éste último, por las juntas laterales en contacto con el ambiente, longitudinalmente a la geometría (Figura. 3.61).



**Figura 61. Flujo térmico producido en (a) dirección X y (b) dirección Y.**  
**Imágenes para ensayos a 23000 elementos y  $T_{\text{ref}}$  1148 K (875 °C), 0.7 mm de gap.**

Un ejemplo de este hecho puede ser descrito por las imágenes del flujo térmico en un momento intermedio del enfriamiento (Figura 61). Los máximos valores del flujo térmico indican que la principal liberación del calor se produce claramente a través del aporte, primero desde la base de la unión hacia las juntas laterales para fluir después hacia el exterior. En superficie, la distribución de valores, tanto en dirección X como en Y, muestra que el flujo de calor a través de la junta se ve favorecido hacia la interfase con el material más conductor, el carburo, como muestra la representación vectorial del flujo en la figura 62. Así, en la dirección X el flujo se orienta hacia el

cermet, en sentido de valores negativos del eje, del mismo modo que en la dirección Y el máximo se sitúa en esta interfase en sentido positivo hacia el carburo.



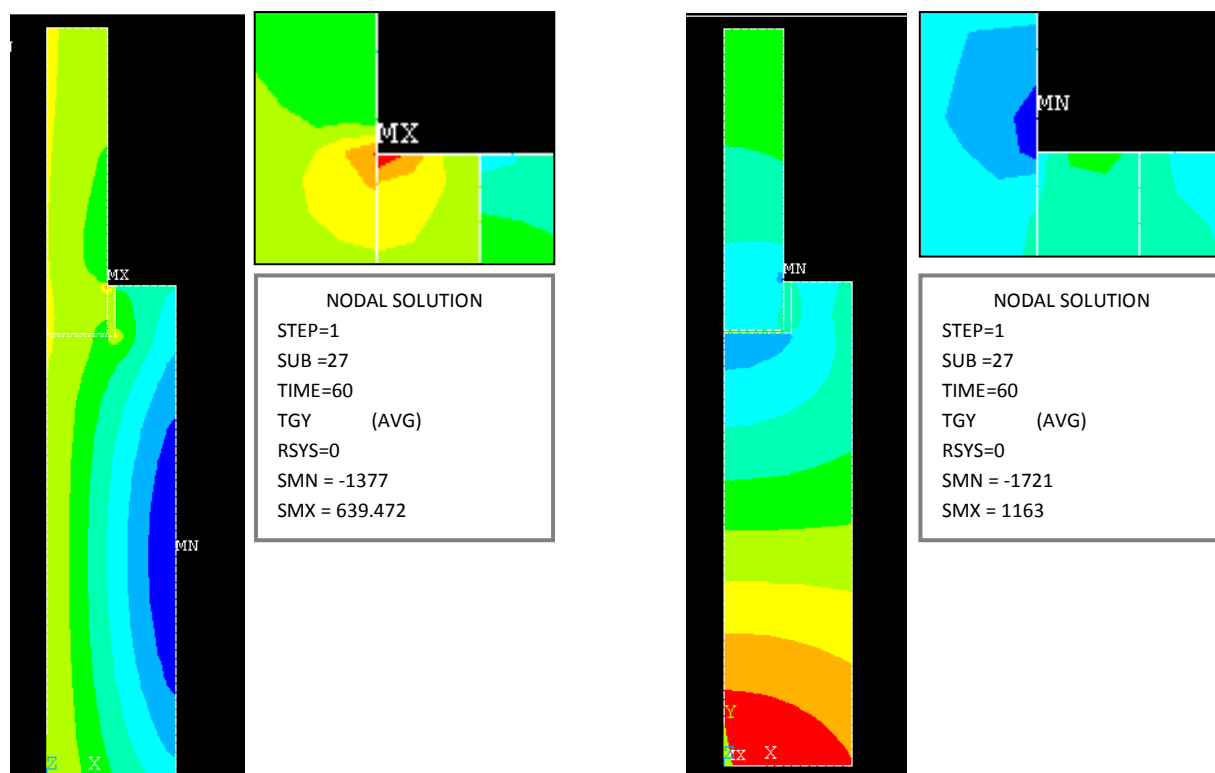
**Figura 62. Vector suma del flujo térmico producido en la superficie de la junta de unión.**

**Imágenes para ensayos a 23000 elementos y  $T_{ref}$  1148 K (875 °C), 0.7 mm de gap.**

La aplicación del simulador que permite realizar la animación de resultados a través del tiempo muestra, efectivamente, cómo el mayor flujo de calor se produce a través del aporte, produciéndose un máximo constante durante todo el enfriamiento ligeramente marcado hacia el codo externo de la unión con el carburo.

### 3.2.2.5. Gradiente térmico

Analizando el gradiente de temperaturas generado (Figura 63) se observan resultados en consonancia con el mapa de flujo térmico obtenido y analizado en el apartado anterior. Los máximos de gradiente térmico se localizan en el codo exterior de la unión (detalle de las figuras 63a-b), sobre la interfase carburo/aporte, zona de máxima liberación de calor por parte del aporte.



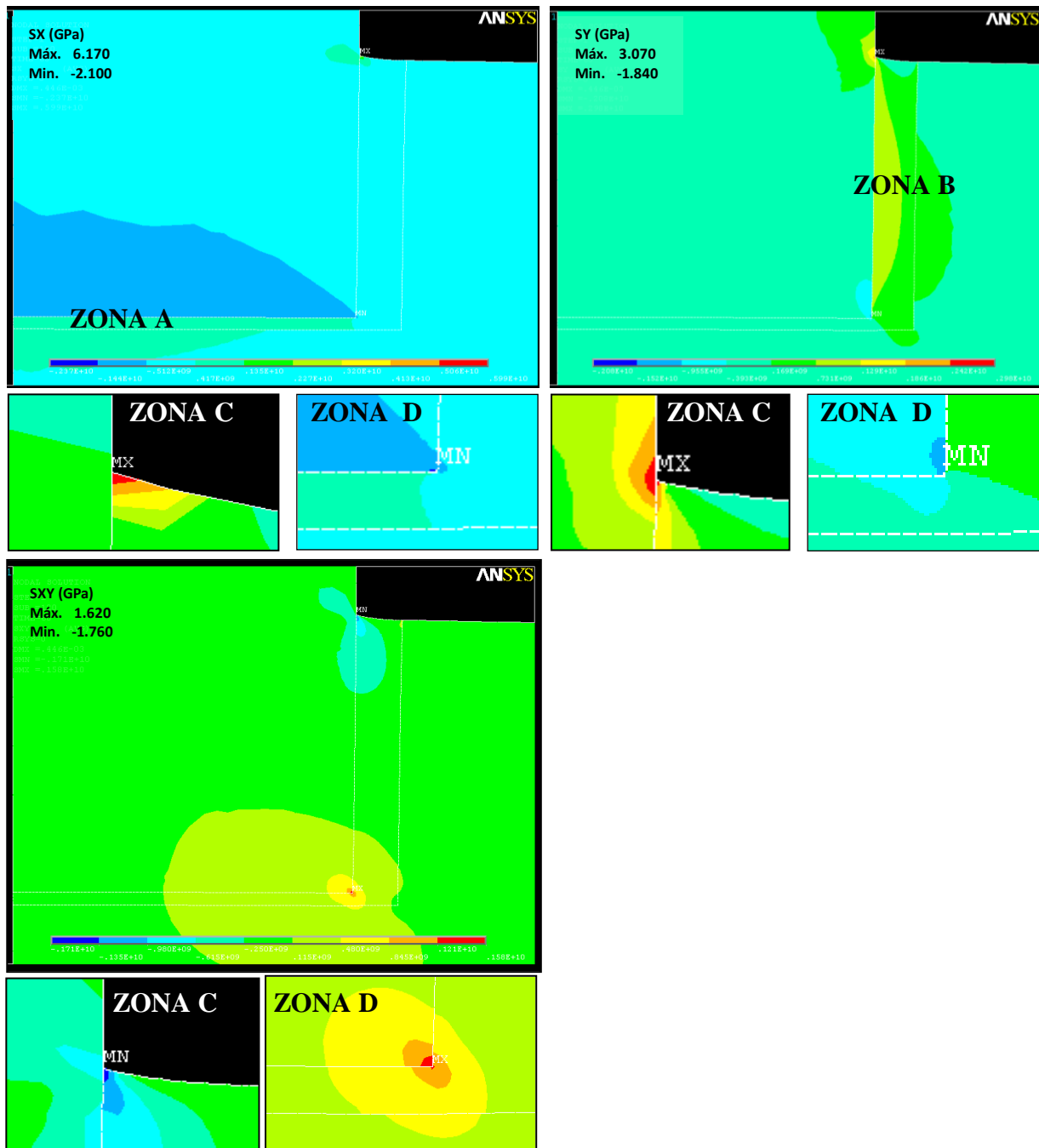
**Figura 63. Gradiente térmico producido, (a) en dirección X, (b) en dirección Y. Imágenes para ensayos a 23000 elementos y  $T_{ref}$  1148 K (875 °C), 0.7 mm de gap.**

Esta es la zona, por tanto, dónde mayores variaciones de temperaturas se producen. Las imágenes del gradiente térmico en la dirección X e Y, muestran cómo en el codo externo de la unión se genera en cualquier caso un gradiente negativo de temperatura del aporte hacia el carburo, es decir, la temperatura disminuye rápidamente en esa zona en dirección al cermet.

### 3.2.2.6 Análisis cualitativo de tensiones residuales

Las tensiones residuales generadas en el enfriamiento de la pieza van a ser analizadas en detalle, especialmente en aquellas zonas dónde el estudio térmico y de deformaciones ha mostrado situaciones críticas. Para ello se analizarán las tensiones normales,  $\sigma_{xx}$ ,  $\sigma_{yy}$ , y a cortadura  $\tau_{xy}$ .

La figura 64 muestra las imágenes del mapa de tensiones generadas en el enfriamiento de la pieza desde la temperatura de referencia 1148 K (875 °C) y para tamaños de gap de 0.7 mm.



**Figura 64.** Mapa de tensiones residuales y valores máximos (a) en dirección X ( $\sigma_{xx}$ ), (b) dirección Y ( $\sigma_{yy}$ ) y (c) a cortadura ( $\tau_{xy}$ ), con detalle de los codos de unión. Simulación a 1148 K (875 °C) y gap lateral 0.7 mm.

Estos resultados muestran que las tensiones generadas en el enfriamiento son básicamente de dos tipos: tensiones longitudinales a la unión, concentradas en ella y su entorno, y tensiones a cortadura localizadas en el codo interno (zona C) y externo (zona D) de la unión sobre la interfase carburo/aporte. Estas tensiones residuales concuerdan con las deformaciones térmicas producidas y ya analizadas.

Distinguimos por tanto cuatro regiones que analizaremos en detalle:

- **Zona A**, en la base de la pieza de carburo, concentración de tensiones en dirección X ( $\sigma_{xx}$ ).
- **Zona B**, en la unión lateral del carburo, concentración de tensión en dirección Y ( $\sigma_{yy}$ ).
- **Zona C**, interfase carburo/aporte del codo externo de la unión, localización de los máximos de tensión  $\sigma_{xx}$ ,  $\sigma_{yy}$  y  $\tau_{xy}$ .
- **Zona D**, en el codo interno de la unión afectando a los tres materiales, máximos de tensión normal  $\sigma_{xx}$  y  $\sigma_{yy}$  en el ángulo del carburo, y máximos de tensión a cortadura  $\tau_{xy}$  de la unión.

Hay que tener en cuenta que las imágenes proporcionadas por el simulador para la distribución de valores de tensión no son imágenes de perfiles continuos, sino discretos, es decir, corresponden a mapas de regiones para un determinado intervalo de valores.

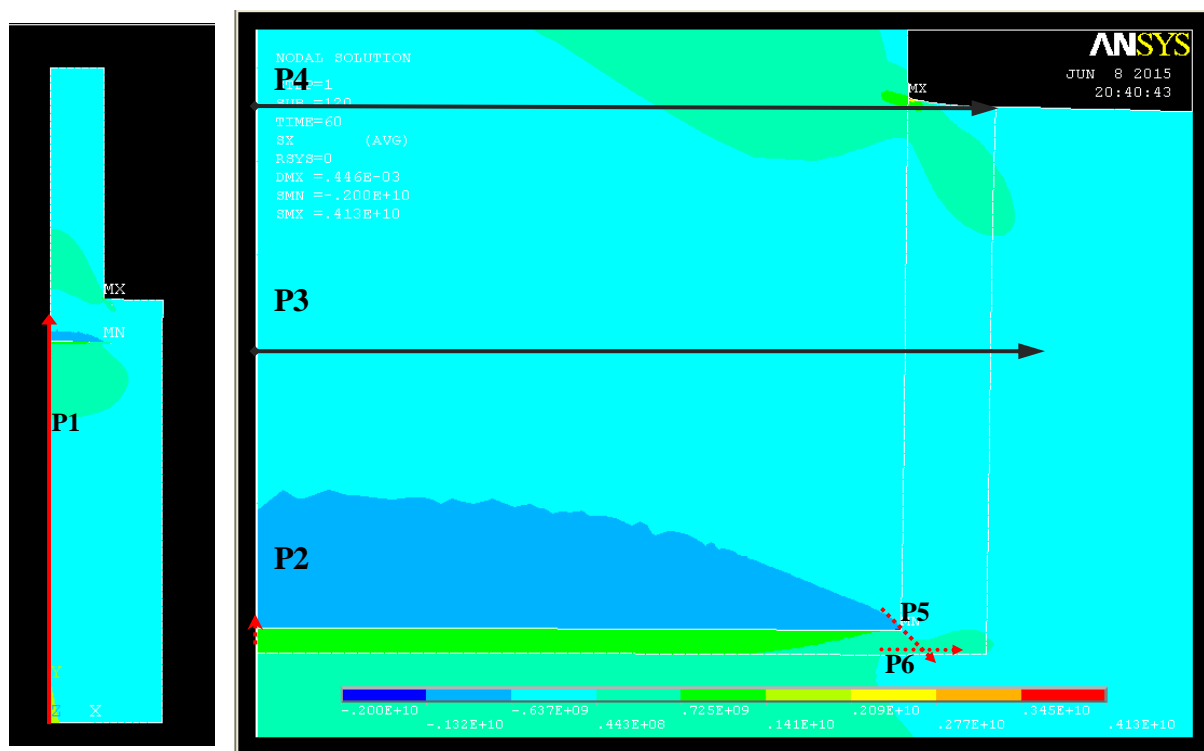


Figura 65. Caminos sobre los que se realiza la lectura de tensiones residuales nodales.

Para interpretar correctamente las imágenes se requiere una detallada lectura de los valores de tensión generada en los nodos para cada caso. Para ello se han definido varios caminos a lo largo de los cuales se realizará la lectura y estudio de valores de tensión. Estos caminos, representados en la figura 65, son:

**P1**, sobre el eje de simetría y a través de la zona A: de (0; 0; 0) a (0; 40e-3; 0)

**P2**, sobre el eje de simetría a través de la interfase de unión aporte/carburo: de (0; 36.15e-3; 0)

a (0; 36.22e-3; 0), es decir,  $\pm 0.030$  mm en torno a la unión.

**P3**, a través de la zona B, desde el eje de simetría: de (0; 38e-3; 0) a (6e-3; 38e-3; 0)

**P4**, a través de la zona C, desde el eje de simetría: De (0; 40.2e-3; 0) a (6e-3; 40.2e-3; 0)

**P5**, a través de la zona D: de (4.8e-3; 36.3e-3; 0) a (5.2e-3; 35.9e-3; 0) con una longitud de proyección en X de 0.4 mm.

**P6**, sobre zona D del acero: de (4.6e-3; 35.999; 0) a (5.6e-3; 35.999e-3; 0). Longitud en X de 0.1 mm.

El camino P6 responde a la necesidad de estudiar las tensiones generadas sobre el acero en aquellos elementos que presentaron deformación plástica en el estudio térmico.

### 3.2.2.7. Análisis de tensiones longitudinales a la unión, zona A y B

Acabamos de estudiar los efectos, en términos de deformaciones, de la menor contracción del carburo en comparación con el acero y el aporte. Por ello, en la base de la pieza de carburo, al estar empotrado en la probeta de acero, aparecerán tensiones de compresión (valores negativos de acuerdo a los criterios del simulador), quedando a tracción el aporte y el acero, al encontrar impedida su contracción natural. Analizamos estas tensiones normales a continuación.

#### a. Estudio del perfil de tensiones $\sigma_{xx}$ longitudinales a la unión en la base del carburo, zona A

Analizamos el perfil de tensiones axiales a la unión generado en el centro de la probeta, es decir, a lo largo del eje de simetría realizamos el estudio de tensiones  $\sigma_{xx}$  sobre el camino **P1**. El camino P1 fue trazado desde la base de la pieza en  $x=0$  implicando el corte transversal de la unión hasta llegar al carburo.

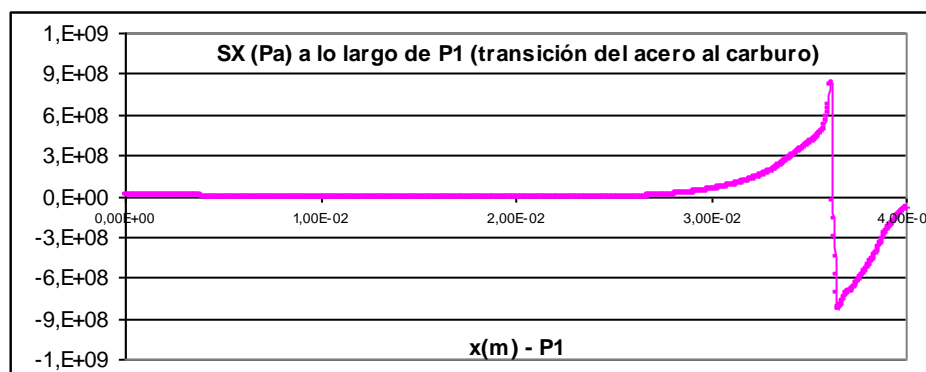


Figura 66. Tensión  $\sigma_{xx}$  (Pa) a lo largo de P1.

La figura 66 muestra que el acero no presenta tensión significativa en el grueso de su pieza, si bien, se genera un importante incremento de tensión residual a tracción al acercarnos al cordón de soldadura, existiendo una brusca transición de valores en la unión aporte/carburo. Esto pone de manifiesto la necesidad de analizar en detalle las tensiones residuales en el entorno de la unión.

La figura 67 recoge el perfil de tensiones generadas en torno a las interfases de soldadura.

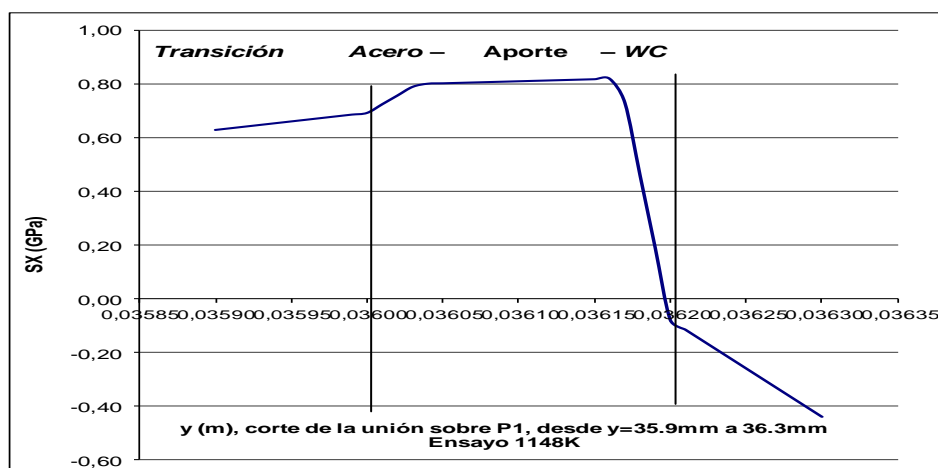


Figura 67. Perfil de tensión  $\sigma_{xx}$  en P1 en torno a la unión.

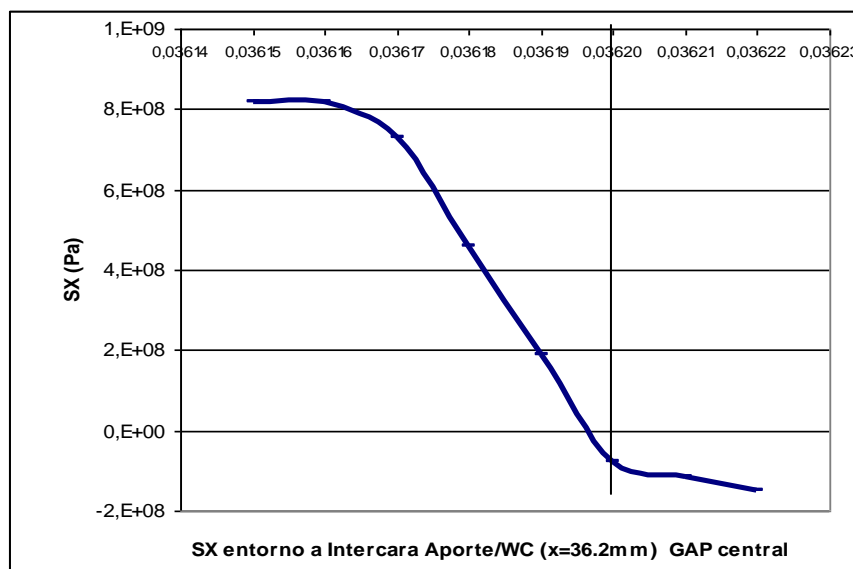
Tras la interfase acero/aporte, las tensiones longitudinales a tracción aumentan hasta estabilizarse en torno a 0.8 GPa sobre el aporte. A partir de aquí los valores caen bruscamente en torno a la interfase del aporte con el carburo. Se produce una caída de tensiones de 1.67 GPa en 280  $\mu\text{m}$ , desde el aporte sometido a tracción (máximo de 0.83 GPa) al carburo sometido a compresión (hasta -0.80 GPa). Destacar que el gradiente de tensiones experimentado por los elementos del aporte en la interfase es mucho mayor que en el carburo. A partir de esta interfase, el carburo ve relajadas sus tensiones desde los -860 MPa hasta valores nulos para distancias mayores de  $y=40$  mm.

Dado que el aporte se mantiene traccionado y el carburo comprimido, consideramos que es el resultado de una interfase sometida a flexión. Se prevé así que, en la transición de tensiones (+/-), exista entre ambos materiales una línea de nodos en estado libre de tensión que denominaremos fibra neutra. Analizar la interfase aporte/carburo para determinar dónde se sitúa, dará información interesante de zonas críticas y de la fortaleza de la unión.

La figura 68 recoge un barrido mayor de lecturas de tensión de nodos a lo largo del camino P2 desde  $y=36.15$  mm (zona del aporte) a  $y=36.22$  mm (zona del cermet). Los datos muestran que la fibra neutra se encuentra sobre elementos del aporte. El estudio de los resultados permite



determinar que la línea libre de tensiones recae sobre el material de aporte en la posición  $y_{FN}=36.1965\pm 1e-4$  mm, a  $3.5\pm 0.5$   $\mu\text{m}$  del límite con el carburo. Por tanto el carburo trabaja en todo momento a compresión, como es lo deseable para materiales cerámicos.

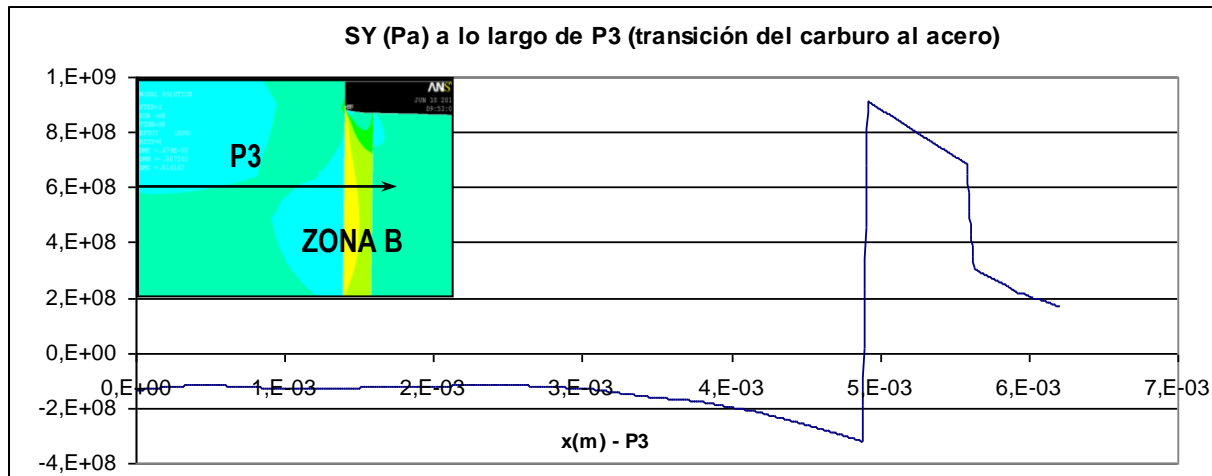


**Figura 68. Perfil de tensión  $\sigma_{xx}$  en la interfase aporte/cermet, sobre P2.**

#### **b. Estudio de tensiones $\sigma_{yy}$ longitudinales a la unión en el lateral del carburo, zona B**

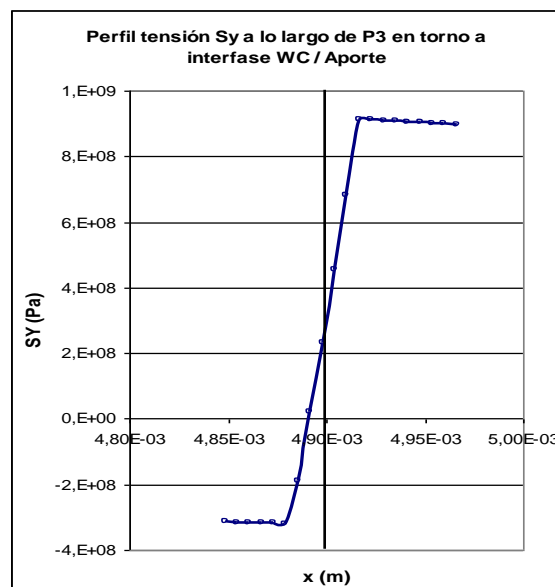
Analizamos el perfil de tensiones  $\sigma_{yy}$  axiales a la unión generadas en el lateral, a lo largo del camino **P3**. El camino P3, trazado a la altura de  $y=38$  mm, implica el corte transversal de la pieza de carburo, que se mantiene embebida en la probeta de acero, y de la unión lateral.

La figura 69 confirma que el carburo está levemente sometido a compresión, tensión que aumenta hasta (-) 0.32 GPa al aproximarnos a la frontera con el aporte. En esta interfase se producen valores a compresión que contrastan bruscamente con un aporte sometido a elevada tracción (0.90 GPa). Se produce, por tanto, un salto de 1.18 GPa en 44 $\mu\text{m}$  de distancia. Esto supone un salto de tensiones de gradiente mucho mayor que en la unión aporte/cermet de la base. A partir de esta interfase las tensiones a tracción sobre el aporte se relajan al aproximarnos al acero, produciéndose una caída de unos 0.4 GPa en torno al límite de la unión aporte/acero. Respecto al acero, éste presenta un estado tensionado semejante a la zona A, donde se define un estado traccionado cerca de la unión que tiende exponencialmente a valores nulos al alejarnos de la misma.



**Figura 69. Perfil de tensión  $\sigma_{yy}$  (Pa) a lo largo de P3.**

Dado que de nuevo se presenta el carburo trabajando a compresión en la interfase con el aporte sometido a tracción, se considera una intercara de unión carburo/aporte a flexión. Al refinar el estudio de tensiones en el límite de esta interfase carburo/aporte (Figura 70), se determina la localización de la franja de elementos sometidos a valores nulos de tensión, es decir, el posicionamiento de la fibra neutra.



**Figura 70. Perfil de tensión  $\sigma_{yy}$  en la interfase cermet/aporte, sobre un fracción de P3.  
( $\pm 0.05$  mm en torno a la unión).**

Las lecturas reflejadas en la figura 70 presentan que la transición de valores de tensión negativos a positivos se produce entre las posiciones  $x=4.88$  mm y  $x=4.89$  mm, ambas correspondientes al metal duro. Lo cual indica que la fibra neutra se sitúa sobre nodos del carburo, aproximadamente a unos  $11 \pm 3$   $\mu$ m del aporte. Esto implica que los elementos del metal duro más próximos a la

interfase de unión con el material de aporte están trabajando a tracción, aunque estos valores (0.23 GPa) estén muy por debajo de su límite elástico.

### 3.2.2.8. Análisis de tensiones en el codo externo de la unión, zona C

Prestamos especial atención a una de las regiones más críticas de la unión soldada, su superficie. Tal como mostró el estudio de deformaciones así como los mapas de tensiones residuales (Figura 64), es la interfase del metal duro con el material de aporte la que presenta estados críticos de tensión. En la figura 71 se recoge el detalle aumentado del mapa de tensiones generadas en esta región y sus valores máximos. La figura 72 recoge la lectura de tensiones  $\sigma_{xx}$ ,  $\sigma_{yy}$  y  $\tau_{xy}$  generadas a lo largo de todo el camino **P4**.

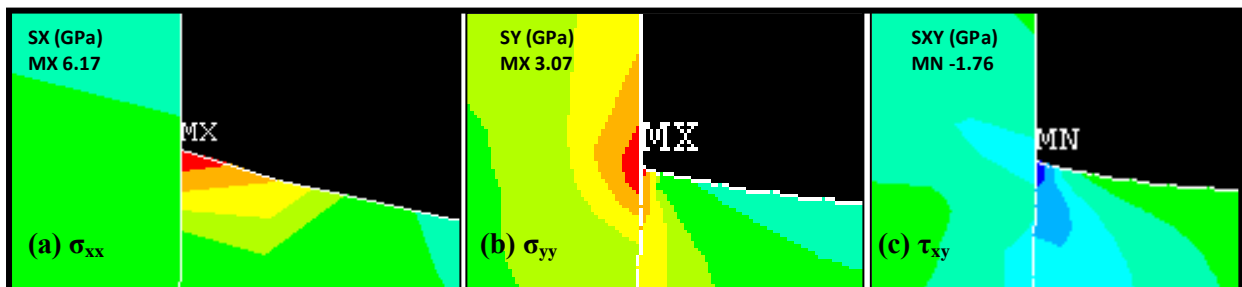


Figura 71. Detalle de la unión carburo/aporte en el codo externo de la unión: tensiones generadas y sus valores máximos. (a)  $\sigma_{xx}$ , (b)  $\sigma_{yy}$  y (c)  $\tau_{xy}$ .

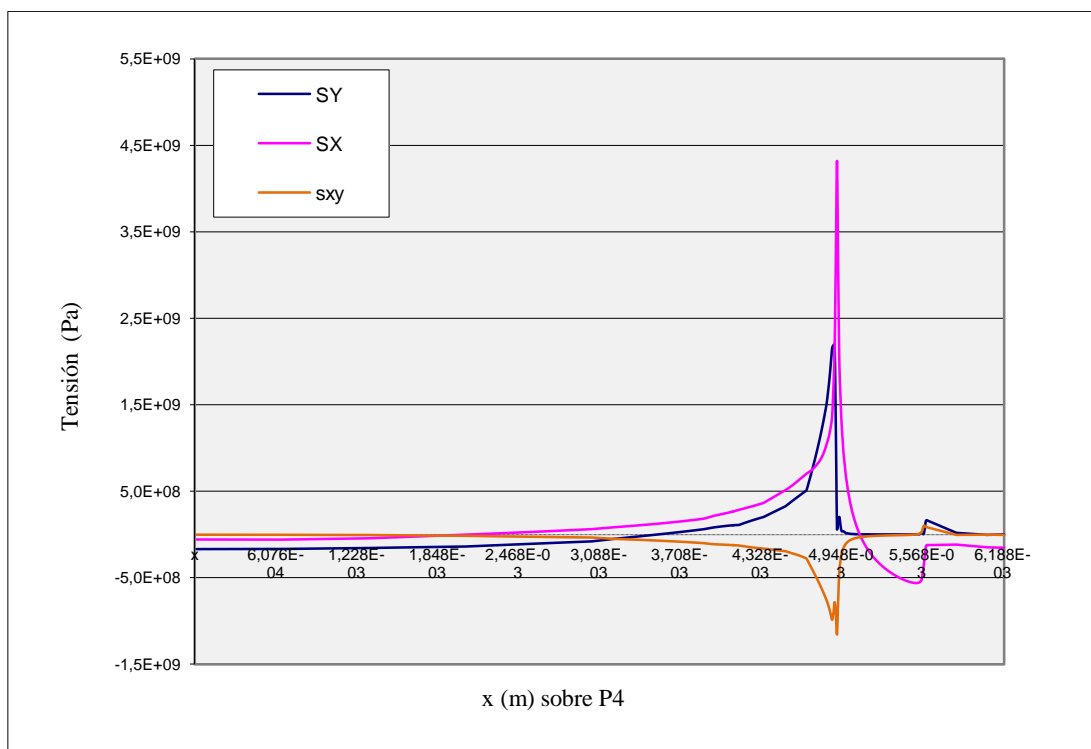


Figura 72. Perfil de tensiones  $\sigma_{xx}$ ,  $\sigma_{yy}$  y  $\tau_{xy}$  generadas a lo largo de P4.

Se analiza a continuación cada una de estas tensiones residuales por separado, con especial atención a la interfase carburo/cermet.

#### a. Estudio de tensiones $\sigma_{xx}$ transversales a la unión en su codo externo, zona C

La lectura de tensiones en dirección X a lo largo del camino P4 (Figura 73a) refleja cómo, al aproximarnos a la interfase carburo/aporte en el exterior de la unión, se produce un aumento brusco de tensiones a tracción transversales a la unión, con máximos localizados sobre los elementos del aporte. A partir de aquí, en el interior de la unión, las tensiones se relajan hasta quedar levemente sometida a compresión transversal la interfase con el acero.

La lectura detallada de las tensiones en la interfase (Figura 73b) pone de manifiesto que los máximos valores a tracción se concentran sobre el aporte. De este modo, las tensiones transversales adquieren aquí importancia, infiriendo riesgo de inicio de fractura por fallo del aporte en su límite con el carburo, altamente traccionado en dirección transversal.

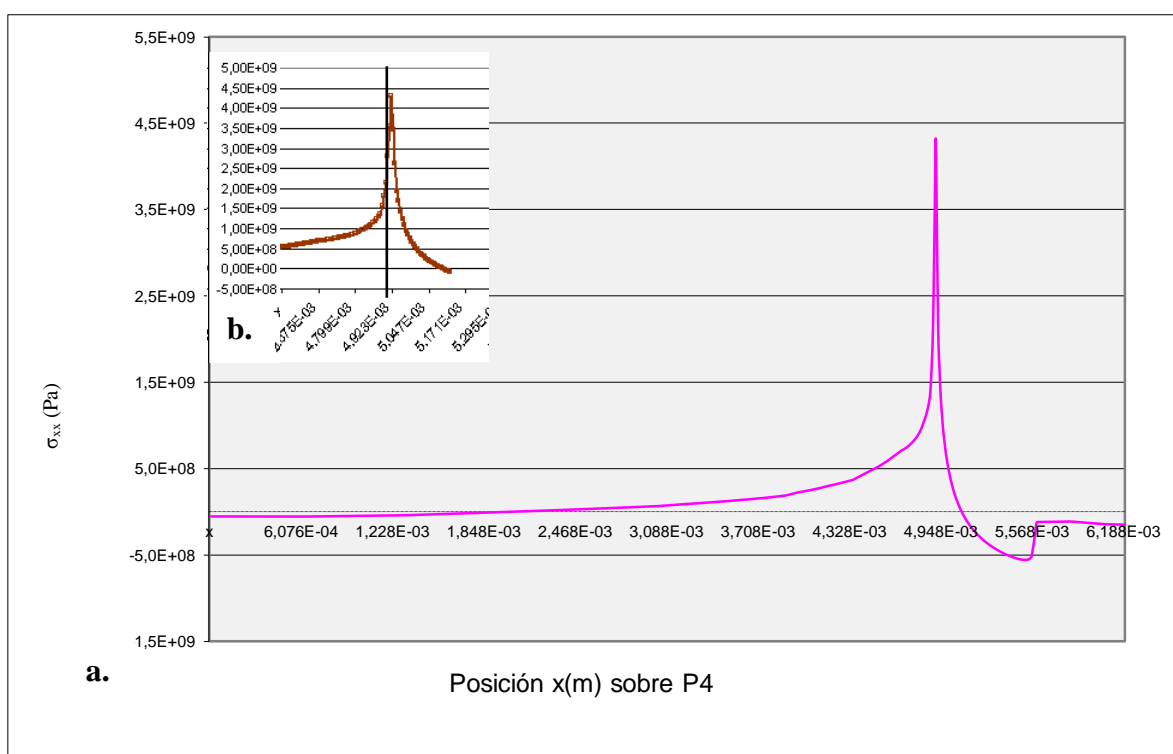
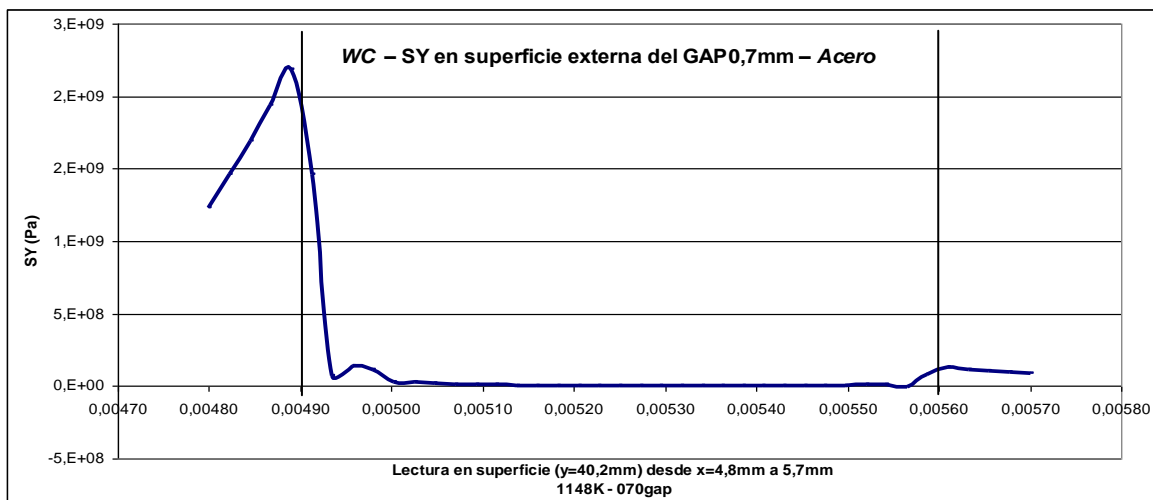


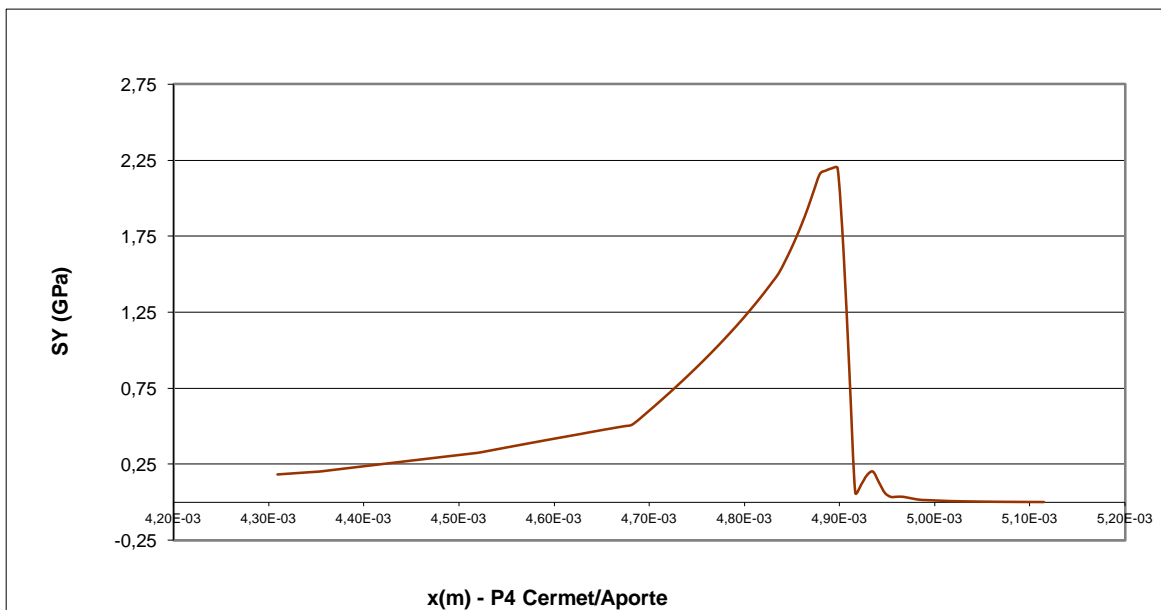
Figura 73. Perfil de tensiones  $\sigma_{xx}$ : (a) a lo largo de P4, (b) detalle de la interfase cermet/aporte.

### b. Estudio de tensiones $\sigma_{yy}$ longitudinales a la unión en su codo externo, zona C

La lectura de tensiones  $\sigma_{yy}$  a lo largo de P4 (Figura 72) mostraba que el carburo se encuentra levemente comprimido en la dirección Y en el grueso de su geometría. Sin embargo, una lectura más detallada de las tensiones en la zona de soldadura (Figura 74a) y especialmente de la interfase carburo/aporte (Figura 74b), indica que al aproximarnos al codo de la unión, el carburo comienza a sufrir importantes estados de tracción, alcanzando valores máximos respecto a toda la pieza. En la interfase con el material de aporte, también traccionado en dirección Y, las tensiones caen bruscamente en unos pocos micrómetros, alcanzando valores muy próximos a cero en nodos del material de aporte. Esta caída de tensiones (3 GPa) se produce en un intervalo de 4  $\mu\text{m}$  en torno al límite de la unión.



a.



b.

Figura 74. Tensiones  $\sigma_{yy}$  a lo largo de P4: (a) Perfil de unión, (b) Detalle interfase carburo/aporte.

### c. Estudio de tensiones $\tau_{xy}$ a cortadura en el codo externo de la unión, zona C

Tras el resultado del estado tensionado axial y radial, cabe esperar altas tensiones residuales a cortadura en la región que se está analizando. La figura 75 recoge el perfil de tensiones  $\tau_{xy}$  a lo largo de P4.

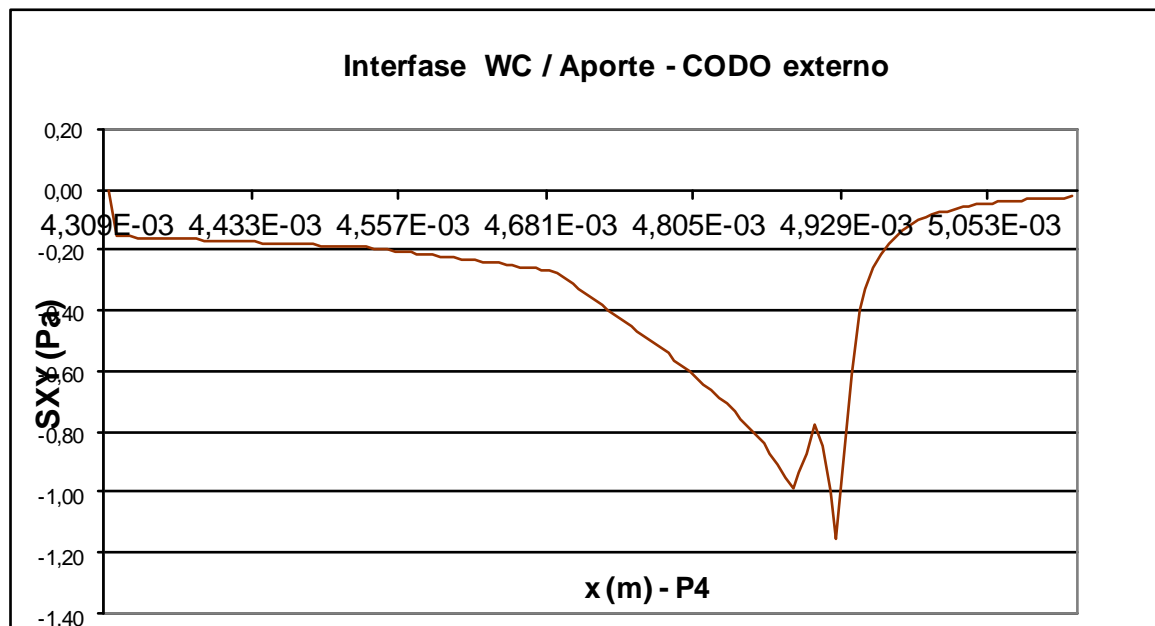
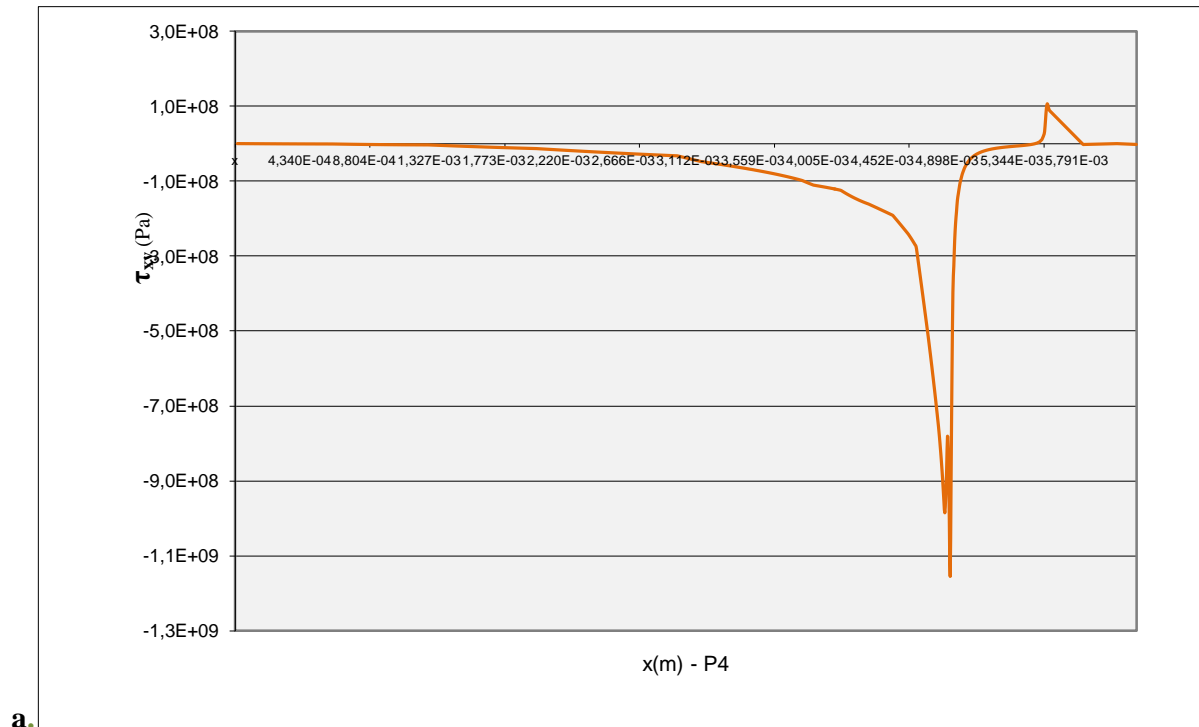


Figura 75. Tensiones  $\tau_{xy}$  a lo largo de P4: (a) Perfil de unión carburo/aporte/acero, (b) Detalle tensiones en interfase carburo/aporte.

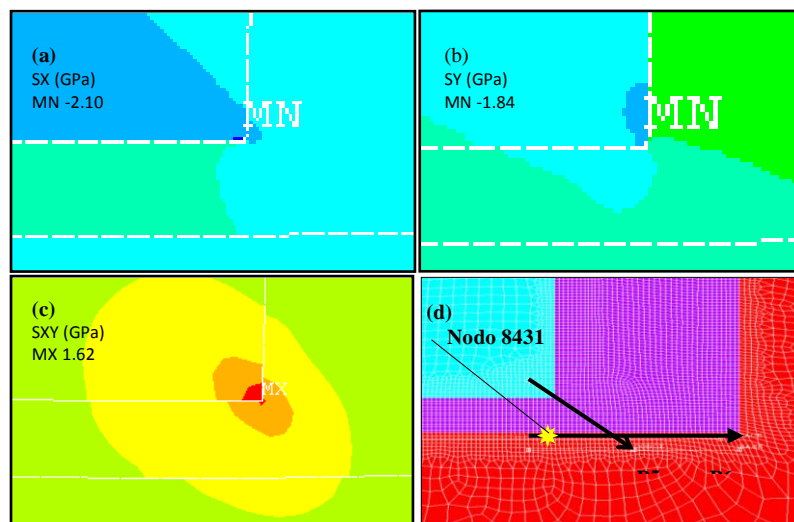
En la gráfica se observa que la pieza de carburo, en su corte en  $y=40.2$  mm, se encuentra levemente sometida a cortadura en todo su ancho, lo cual es lógico pues a esta altura es donde se produce el límite de la pieza de acero en la que se encuentra empotrado. En la interfase carburo/aporte (límite en  $x=4.9$  mm) las tensiones aumentan rápidamente, de modo que este codo de unión está fuertemente sometido a cizalla (-), afectando a elementos tanto del carburo como del aporte, como muestra el detalle de la grafica de la figura 75b. En el límite entre ambos materiales se produce una pequeña relajación de estas tensiones, del orden de 0.2 GPa en la región del carburo y de 0.4 GPa en el lado del aporte.

A partir de aquí, la unión ve relajada sus tensiones. A pesar de ello, en la proximidad de la interfase con el acero, los resultados muestran que el aporte sufre un leve incremento en los valores a cizalla (+), por debajo de los 10 MPa.

### 3.2.2.9. Análisis de tensiones en el codo interno de la unión, zona D

El mapa de deformaciones elásticas mostraba máximos concentrados en el ángulo interno de la unión, afectando a los tres materiales, cermet, acero y material de aporte. El estudio de deformación plástica indicó además que el límite elástico del acero se sobrepasaba en algún momento. Por ello, se pasa a analizar primero las tensiones generadas en la zona de unión a través del camino trazado **P5**, y a continuación se analizarán las tensiones sobre los elementos del acero colindantes a esta zona, a través del camino **P6**.

La figura 76 muestra el mapa de las tensiones en el codo interno de la junta. Se trata de un ángulo crítico a la hora de soportar la diferente contracción de los materiales en el interior de la pieza.



**Figura 76. Detalle del mapa de tensiones residuales generadas en el codo interno de la pieza (a)  $\sigma_{xx}$ , (b)  $\sigma_{yy}$  y (c)  $\tau_{xy}$ , y (d) camino P5 y P6 con nodo 8413.**

### a. Estudio del perfil de tensiones generadas en el codo interno

Cabe determinar, por un lado, si efectivamente esas altas tensiones se concentran sobre el material de aporte o sobre el metal duro, con mejores propiedades, y por otro lado, en qué medida alcanzan estas tensiones a elementos del acero próximos a la interfase. Para ello, se realiza la lectura de tensiones a lo largo del camino P5 (Figura 77).

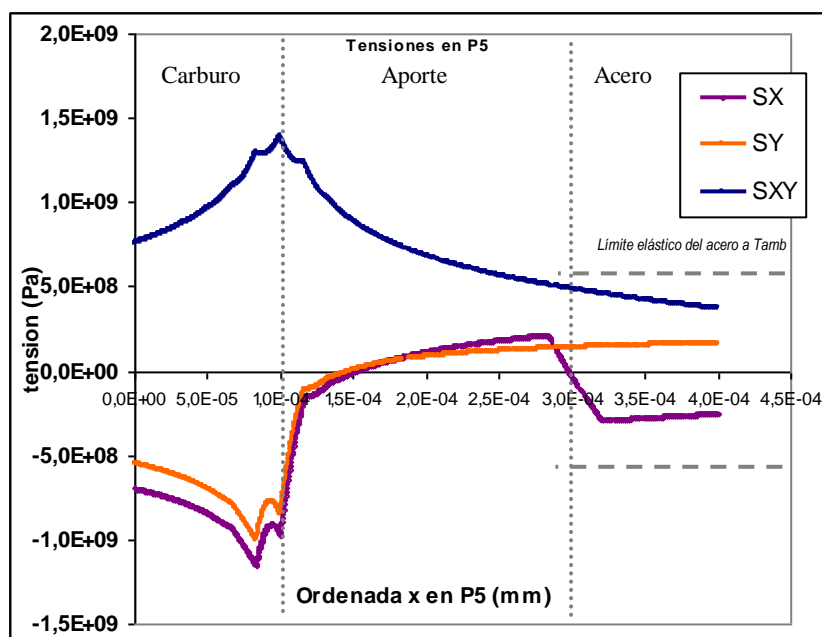


Figura 77. Perfil de tensiones en el codo interno de la unión soldada, desde el carburo hasta el acero a través de P5.

La gráfica de la figura 77 muestra que los máximos, tanto de las tensiones normales como a cortadura, se concentran en la región del codo del carburo afectando a su interfase con el aporte.

El carburo, sometido a altos valores de tensión normal a compresión, como ya se analizó anteriormente, ve incrementada esta tensión hasta valores máximos (-) al aproximarse al ángulo de la soldadura. A partir de su límite con el aporte, estas tensiones normales se relajan de forma abrupta, se produce una fuerte caída tras la interfase hasta valores positivos, de modo que el aporte queda sometido a tracción en dirección X e Y en toda su extensión. El progreso de lecturas hasta el acero indica que, en la zona bajo el codo de la unión, el acero queda levemente sometido a tracción en Y y a compresión en dirección X.

En el caso de la tensión a cortadura, los altos valores concentrados en la interfase de unión carburo/aporte, presentan una relajación progresiva hasta más allá de la interfase con el acero, donde los valores se mantienen por debajo de los 0.5 GPa.



### b. Estudio de tensiones a cortadura sobre el acero

Se analizan las tensiones que sufre el acero en su límite con el material de aporte en la región bajo la zona del codo interno de la unión, a lo largo del camino definido P6 (en  $y=35,999$  mm).

La gráfica de tensiones proporcionada por el programa de simulación (Figura 78) a lo largo de esta trayectoria confirma que el estudio se debe centrar en la tensión  $\tau_{xy}$  al ser la que presenta claramente valores superiores.

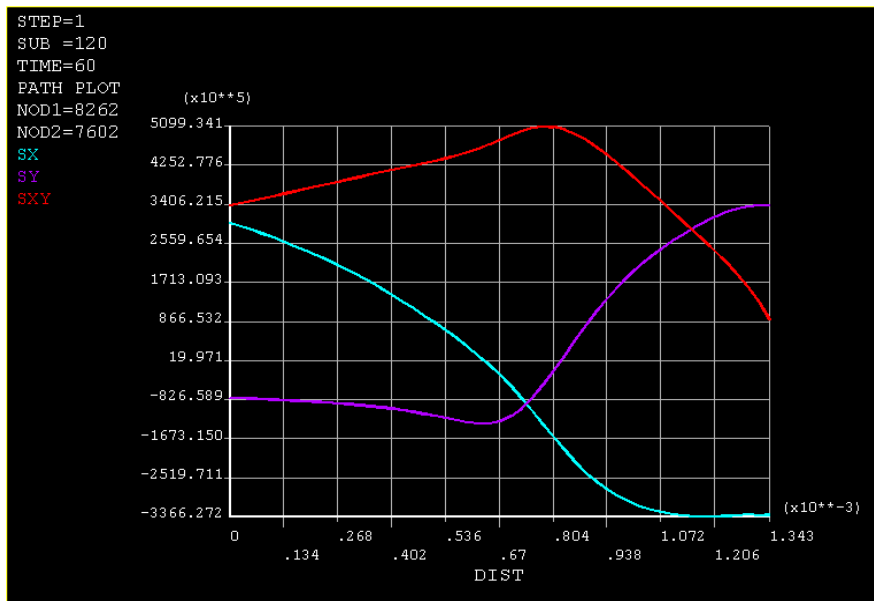


Figura 78. Gráfica de tensiones proporcionada por el simulador a lo largo de la trayectoria P6.

Se procede por tanto a la lectura, extracción y representación de los datos de tensión de cizalladura en esta región (Figura 79).

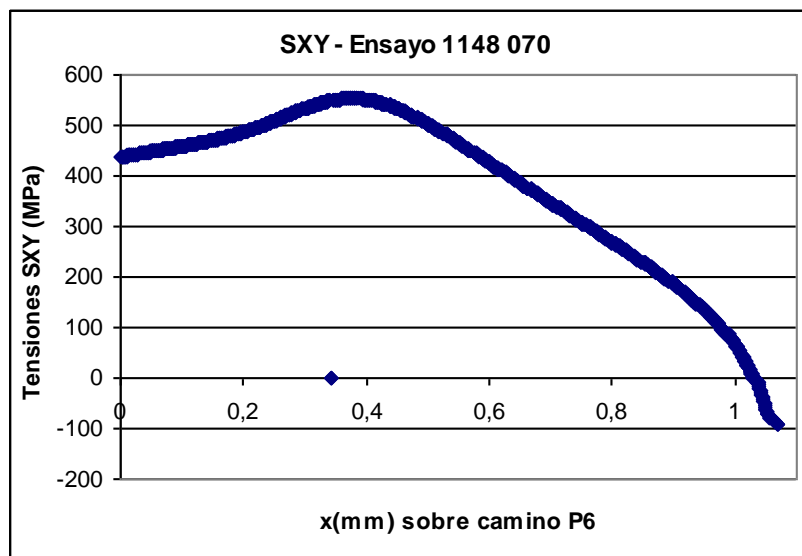


Figura 79. Lectura de tensiones  $\tau_{xy}$  en la región del acero a lo largo de P6.

Se produce un máximo de 553.28 MPa en la posición  $x=5$  mm, en simetría bajo la interfase aporte-carburo. Esta localización coincide justo con la del máximo de deformación plástica en XY, como se vio en el estudio de deformaciones.

El límite elástico del acero a temperatura ambiente es de 600 MPa. En ningún caso este valor se ve superado por las tensiones  $\tau_{xy}$ , pero hay que tener en cuenta que para temperaturas mayores su valor cae hasta los 55 MPa a 1198 K. En la simulación se establece un estado libre de tensiones a temperatura de brazing, por lo que las tensiones se producen al comenzar el enfriamiento. Al estudiar la evolución de las tensiones en el tiempo de simulación, obtenemos que éstas adquieren sus máximos en los primeros estadios del proceso, es decir, a los pocos segundos. Vamos a considerarlas instantáneas para nuestro estudio.

Por tanto, una vez identificado el valor máximo de tensión, se determina a qué valores de temperatura el acero presenta un límite elástico superior a dicha tensión, además de en qué momento alcanza esa temperatura necesaria.

El acero, entre temperatura ambiente y 873 K, presenta una variación lineal de pendiente negativa con la temperatura de acuerdo a la ecuación ec 13.a [86]:

$$\sigma \text{ (MPa)} = 849.21 - 0.77 \times T(\text{K}) \quad (\text{ec. 13.a})$$

Aplicando esta ecuación se puede determinar a qué temperatura el material estudiado ve sobrepasado su límite elástico. Es decir, partimos de un estado a alta temperatura, establecido como libre de tensiones, donde el acero presenta un bajo límite elástico. Al ir enfriando y contrayéndose la pieza las tensiones aumentan pero también el límite del acero. Si estas tensiones crecen más rápidamente que el límite elástico del acero, superándolo, entonces tendrán lugar las deformaciones plásticas.

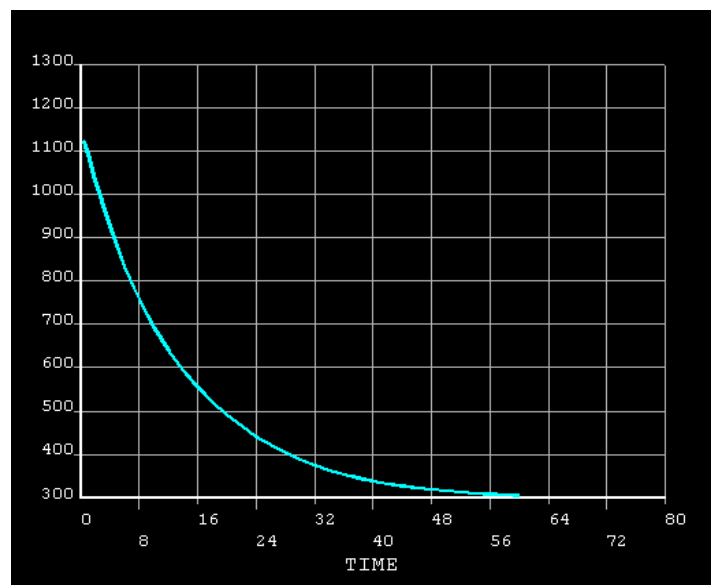
Es por ello que se debe analizar la curva de enfriamiento experimentada por esta región del acero en la simulación. En concreto, se estudia el enfriamiento experimentado por el nodo 8413 de coordenadas (4.9e-3; 36e-3; 0) (Figura 76d).

Los datos y el resultado de este estudio se recogen en la Tabla 11.

**Tabla 11. Estudio de la deformación plástica del acero**

<b>T(K) brazing para diseño de gap 0.7 mm</b>	<b><math>\tau_{xy}</math> (MPa) máxima en P6</b>	<b>T (K) a la que el Límite Elástico del acero toma ese valor [ec. 13]</b>	<b>t (s) en el que el acero alcanza ese valor de límite elástico</b>
1148	553.28	384	30

El máximo de tensión residual a cortadura generado supera el límite elástico del acero a temperaturas por encima de 384 K. Esta temperatura no la alcanza el acero, en esta región del interior de la pieza, hasta transcurridos unos 30 s, según se puede leer en la gráfica temperatura (T) / tiempo (t) (Figura 80) proporcionada por el simulador para el nodo elegido.



**Figura 80. Variación T (K) vs t (s) experimentada por el nodo 8413 del acero, 1148 K.**

Por tanto, el acero ve rebasado su límite elástico en la región de su interfase con el aporte en el codo interno de la soldadura brazing. Esto sucede en los primeros segundos de su enfriamiento desde la temperatura de brazing. Es en ese tiempo cuando se producen las deformaciones plásticas de elementos del acero.

### 3.2.2.10. Resultados a destacar de la simulación de unión para 1148 K y gap 0.7 mm

El principal resultado generado en la simulación es la diferente contracción de los materiales durante el enfriamiento y la situación crítica que ello genera en la zona de unión entre ellos.

La mayor contracción de la pieza de acero y del aporte provoca una compresión del carburo incrustado en su oquedad. El material de aporte que lo rodea va a quedar sometido a tracción en todos los casos; por ser el de mayor contracción y ser el principal canal de disipación del calor, separa nodos comprimidos del carburo de nodos traccionados del acero. Esta situación genera dos importantes consecuencias: altos gradientes de tensión longitudinal a la soldadura y la cizalla de los codos de unión, concentrados ambos efectos sobre nodos del aporte y del carburo.

#### - **Discusión tensiones longitudinales**

El estudio de tensiones longitudinales a la unión en el entorno de soldadura, bien en la base del carburo o en sus paredes laterales, muestra claras analogías. En dirección longitudinal a la unión lateral, tanto el material de aporte como el acero quedarán sometidos a tracción. Hay que tener en cuenta que el aporte es el material que más calor libera (mayor conductividad, mayor calor específico) y va a tender a contraerse en mayor medida, quedando sometido a tracción en sus interfases, especialmente con el carburo. Por ser condición impuesta la unión ideal de las partes, al encontrar al aporte impedida su contracción por el carburo, llega a sufrir tracción (desplazamientos + en Y). El resultado es un esfuerzo de flexión en la interfase carburo/aporte.

Los elementos del metal de aporte se encuentran sometidos a altos valores de tracción longitudinal a la soldadura (zona A: 0.83 GPa; zona B: 0.90 GPa).

El aporte, al presentar mayor grosor en la zona B de la unión (lateral), es capaz de paliar en mayor medida las diferencias entre los materiales a unir. Por ello sufre mayor tracción que en la zona de la base (zona A), como indicaban los resultados obtenidos para las deformaciones elásticas. El aporte sufría una deformación axial de 0.4% en la base y del 1.6% en el lateral.

Los elementos del carburo próximos a la unión en la base del carburo se encuentran sometidos a compresión longitudinal a la unión soldada. Toda la región del carburo embebido en la pieza de acero se encuentra del mismo modo comprimida, de modo que las tensiones son mayores cuanto más nos acercamos a la base del mismo (zona A: -0.80 GPa; zona B: -0.32 GPa).

La interfase del material de aporte con el metal duro soporta grandes y bruscos cambios de estados tensionales, desde valores de tensión a compresión en el carburo (negativos) a estados de tracción en el aporte (positivos). El gradiente de tensiones entre el aporte y el carburo en su interfase es mayor en la unión del lateral (27 GPa/ $\mu\text{m}$ ) que en la base de la pieza de carburo (6 GPa/ $\mu\text{m}$ ). Este gradiente supone, en la unión de la base de la pieza de carburo, un salto de 1.7 GPa en 280  $\mu\text{m}$ , y en la unión lateral, un salto de 1.2 GPa en 44  $\mu\text{m}$ .

La interfase aporte/carburo resulta por ello sometida a flexión, lo que implica una franja de nodos libres de tensión, sobre elementos del aporte en la unión de la base (a 3.5  $\mu\text{m}$  del cermet) y sobre elementos del carburo en la unión lateral (a 11.3  $\mu\text{m}$  del aporte).

El acero se encuentra sometido a esfuerzos nulos o despreciables en su mayor parte. Las zonas del acero próximas a la unión se encuentran sometidas a tracción.

La interfase acero/aporte, bajo tensiones residuales a tracción, presenta leves saltos de tensión. Se produce un incremento de las tensiones a tracción del acero hacia el aporte, siendo el aumento mucho más pronunciado en la zona de unión lateral.

#### - **Discusión tensiones en el codo externo de la soldadura**

La simulación la pieza presenta una deformación en exceso de nodos del aporte en la superficie. Al aumentar el factor de escala de la deformación se observó una deformación excesiva máxima en X de elementos del aporte en contacto con el cermet en la superficie.

Estos nodos corresponden a puntos donde se concentran tensiones máximas a tracción en dirección X (sobre el aporte) e Y (sobre el carburo). Es en esta zona donde la pieza de carburo se libera del acero y se genera, durante el enfriamiento, una gran tracción de sus nodos sometiendo, por la condición de continuidad y unión ideal, a los del aporte a alta deformación y tensión a cortadura.

Esto es altamente desfavorable dado que el metal de aporte es el material con peores propiedades mecánicas y por tanto la zona más crítica a la hora de soportar tensiones. Hemos de tener en cuenta que aquellos puntos sometidos a tracción son los más propensos a producir fallo en servicio, inicio de la fractura. Esta situación predice un riesgo para el comportamiento de la unión soldada, ya que lo que sucede en la simulación tendrá lugar en la experimentación con mayor probabilidad, dado que en la simulación se ha aplicado la mecánica del continuo y con ello se han considerado materiales elásticos, isótropos, homogéneos y continuos.

Por otro lado, dado que el carburo mantiene en este codo externo un estado altamente traccionado en las proximidades de la unión, y dado que los cerámicos trabajan muy mal a tracción, esta situación pone en peligro la fortaleza de la unión.

Se debe enfatizar la importancia de estas tensiones a tracción axiales dado que juegan un papel decisivo en la resistencia mecánica de la unión. Hacer hincapié en que la mayoría de los materiales cerámicos pueden soportar esfuerzos de compresión, pero muestran una pobre capacidad ante esfuerzos a tracción.

#### - **Discusión tensiones en el codo interno de la soldadura**

En el codo interno, la interfase carburo/aporte está sometida a máximos valores de cizalla.

El ángulo extremo del carburo sometido a alta compresión normal y tangencial provoca una situación de cizalla máxima en el codo interno de la soldadura afectando a ambos materiales y llegando a alcanzar el acero altos estados de tensión.

El acero encuentra, a partir de esta altura, un impedimento a su libre contracción térmica que provoca tensiones de cizalla en la región de transición a la sección de acero colateral al carburo. Estas tensiones, generadas en el proceso desde el primer momento, superan el límite elástico del acero antes de su enfriamiento, produciendo deformaciones plásticas del acero muy localizadas bajo el codo de unión.

#### - **Discusión final del ensayo a 1148 K y diseño de gap 0.7 mm**

La discusión sobre en qué punto de la unión podría iniciarse el fallo se basa en el análisis del estado tensional de la pieza.

La situación obtenida indica que la pieza podría originar un fallo en servicio con inicio en los nodos de la superficie de la unión cermet-aporte. Dado el estado altamente traccionado de los nodos del aporte y la gran tensión a cortadura que soportan en esta zona, el fallo se iniciaría con mucha mayor probabilidad en elementos del aporte. Aunque hay que destacar la existencia de las altas tensiones a tracción que afectan al cermet también en esta región y ante las cuales no presenta la misma capacidad que ante esfuerzos a compresión.



En cualquier caso, se está manteniendo, además, un alto estado tensionado de tracción en el seno del aporte, material con propiedades menos ventajosas, de modo que de producirse un fallo, el inicio de fractura, con disminución de la sección en un punto, se produciría asociado a un crecimiento drástico de la tensión, superando los límites elásticos de la unión y fracturando. La rápida propagación de la fractura sería por elementos del aporte dado que posee menor módulo elástico y es quién soporta los grandes gradientes de tensión y no contiene la fibra neutra.

La propagación del fallo alcanzaría finalmente al codo interno, donde se suponen defectos generados en el enfriamiento por deformación plástica del acero, de modo que podría esperarse que la fisura llegara a afectar también a la pieza de acero a través de estos puntos de deformación.

Hay que tener en cuenta además que las deformaciones permanentes producidas en el interior de la pieza suponen la generación de defectos no deseados pues es difícil predecir su efecto, como por ejemplo, la aparición de fisuras internas.

### 3.2.3. Simulación numérica. Estudio para diferentes temperaturas

Se realizan simulaciones de enfriamiento de la unión soldada desde diferentes temperaturas para las que se considera estado libre de tensiones. Se simularon enfriamientos desde los siguientes valores de temperatura: 1058, 1073, 1098, 1123, 1148, 1173 y 1198 K (785, 800, 825, 850, 875, 900 y 925 °C). Estos ensayos mantuvieron la geometría de la pieza y un espesor de unión lateral de 0.7 mm.

Analizaremos en primer lugar el mapa de deformaciones y tensiones residuales generadas, sus valores máximos y la evolución con la temperatura de soldeo. A continuación se estudia en detalle los perfiles de tensión que presentan las diferentes regiones del cordón de soldadura.

#### 3.2.3.1 Análisis de deformaciones y tensiones máximas obtenidas

Los mapas de deformaciones y tensiones generados por el simulador presentan una clara analogía con los obtenidos para la temperatura intermedia de 1148 K, siendo equivalentes desde el punto de vista cualitativo.

##### a. Deformaciones

El dato de desplazamiento térmico máximo producido en la pieza por contracción térmica (Tabla 12), aumenta al incrementarse la temperatura de referencia de soldadura. Se produce aproximadamente un incremento del 0.0013% en la contracción de la pieza por cada aumento de 25° en la temperatura de soldeo brazing.

**Tabla 12. Comparativa de desplazamiento térmico máximo producido a diferente temperatura.**

	T (K) referencia (enfriamiento y estado libre de tensiones)						
	1058	1073	1098	1123	1148	1173	1198
Desplazamiento térmico máx. (% DMX)	0.0411	0.0419	0.0433	0.0446	0.0459	0.0473	0.0486

Respecto a las deformaciones elásticas y plásticas que se generan en la pieza, observamos que se concentran sobre las mismas regiones y elementos que para el caso ya presentado de 1148 K.



## b. Tensiones

Los resultados generados por el simulador en cuanto a la distribución de tensiones son similares a los obtenidos para 1148 K en todo el intervalo estudiado. Es decir, se mantiene la misma respuesta de la pieza al enfriamiento. Por el contrario, los valores de tensión sí presentan una clara evolución con la temperatura.

La figura 81 permite contrastar, para las simulaciones bajo condiciones de temperaturas extremas, la semejanza en la distribución de tensiones normales  $\sigma_{xx}$  y  $\sigma_{yy}$ .

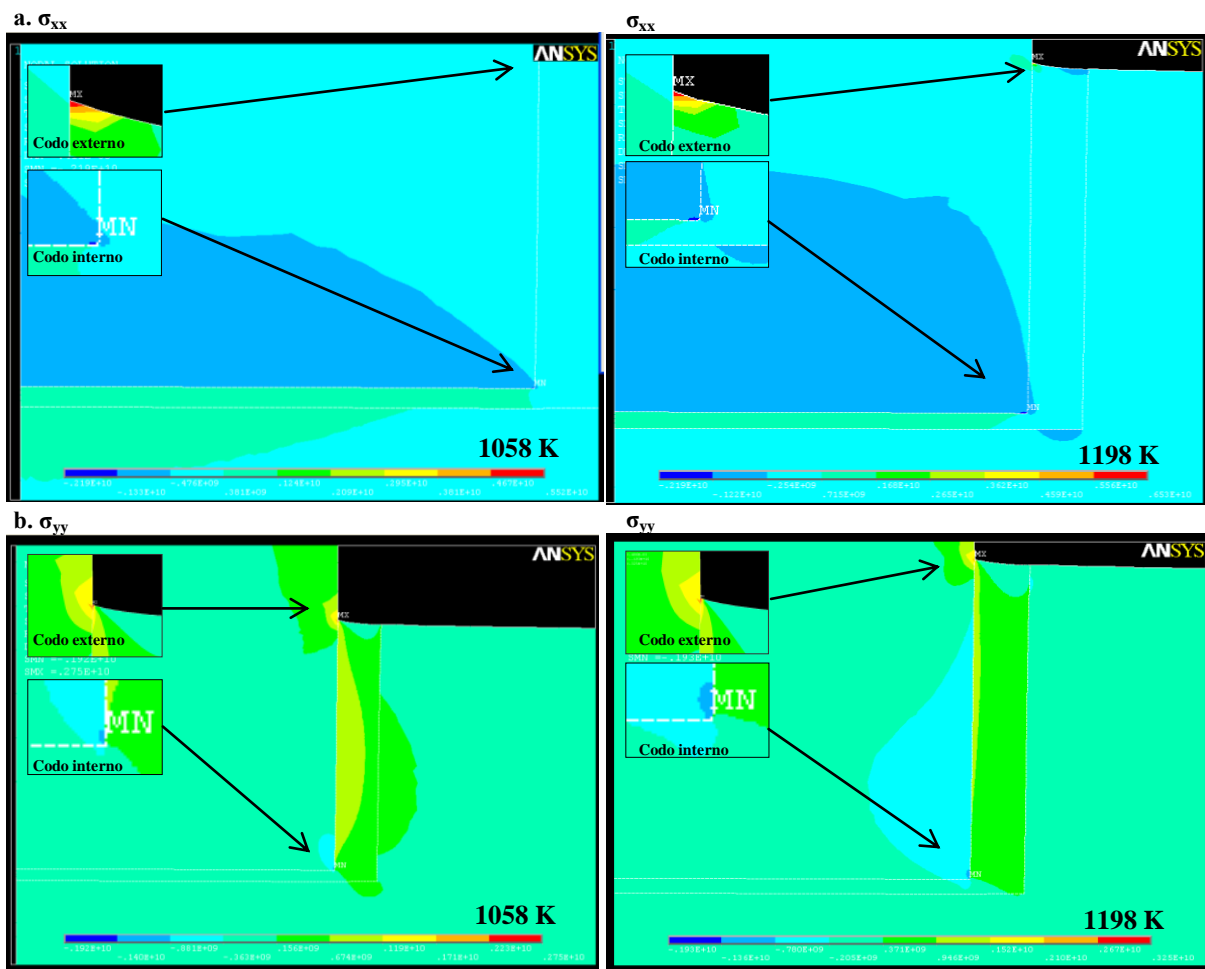


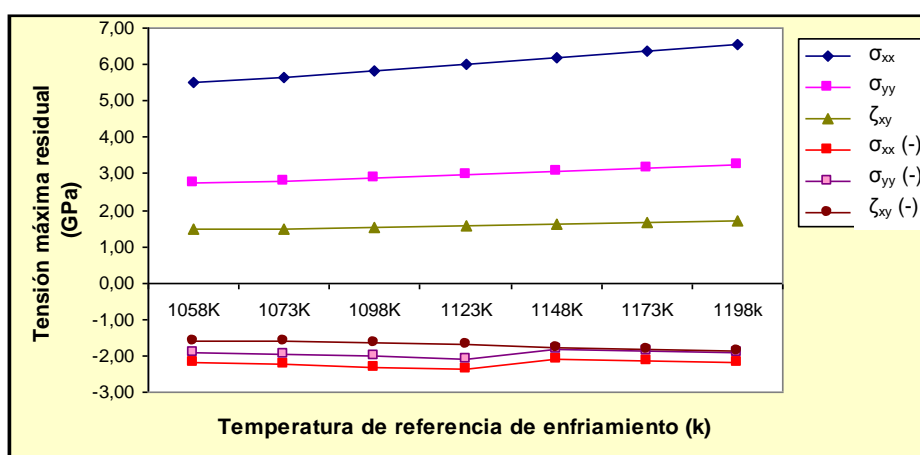
Figura 81. Mapa de tensiones normales (a.  $\sigma_{xx}$  y b.  $\sigma_{yy}$ ) generadas en el enfriamiento desde la temperatura mínima y máxima de simulación. Detalle del codo interno y externo de la unión.

En la Tabla 13 se recogen los valores máximos (+, -) de tensión residual generados para cada temperatura y su localización en todo los casos.

**Tabla 13. Valores máximos de tensión residual, y su localización, para diferentes temperaturas.**

		1058 K	1073 K	1098 K	1123 K	1148 K	1173 K	1198 K	Localización del máx.
$\sigma_{xx}$ (GPa)	máx.	5.52	5.63	5.81	5.99	6.17	6.35	6.53	Elementos del Aporte en Sext intercara con WC -codo externo-
	min.	-2.19	-2.23	-2.30	-2.37	-2.10	-2.14	-2.19	Elementos del WC en el codo interno de la unión
$\sigma_{yy}$ (GPa)	máx.	2.75	2.80	2.89	2.98	3.07	3.16	3.25	Elementos del WC en Sext intercara con el Filler -codo externo-
	min.	-1.92	-1.95	-2.02	-2.08	-1.84	-1.89	-1.93	Elementos del WC en el codo interno de la unión
$\zeta_{xy}$ (GPa)	máx.	1.46	1.48	1.53	1.58	1.62	1.65	1.70	Elementos del WC y Aporte en el codo interno de la unión
	min.	-1.58	-1.61	-1.66	-1.71	-1.76	-1.81	-1.86	Elementos del Aporte en Sext intercara con WC -codo externo-

La figura 82 muestra la evolución de estas tensiones máximas con la temperatura.


**Figura 82. Evolución de los máximos de tensión residual con la temperatura de soldeo.**

Analizando la gráfica de la figura 82 podemos observar cómo las tensiones residuales aumentan progresivamente al aumentar la temperatura desde donde se simula el enfriamiento. Enfriamientos desde mayor temperatura de soldeo implican mayor contracción de los materiales, provocando un aumento en las tensiones residuales.

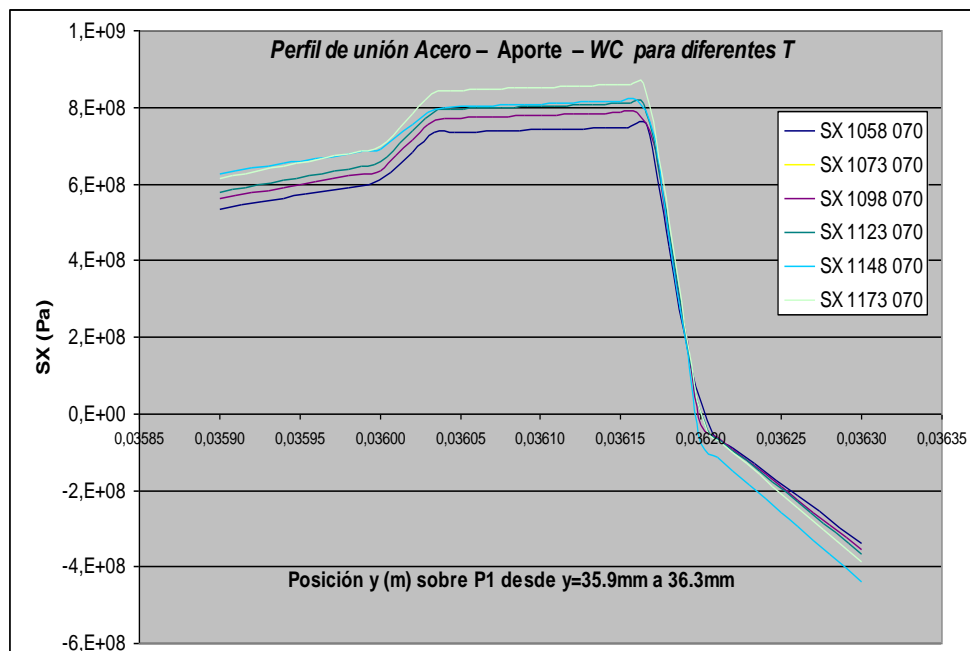
Los valores más elevados, y más sensibles a la temperatura, se obtienen en todos los casos para tensiones  $\sigma_{xx}$  concentradas sobre elementos del aporte situados en la interfase carburo/aporte del codo externo de unión. Se trata de tensiones a tracción transversales a la unión en la superficie del aporte. Por otro lado, en esta misma región se concentran las más altas tensiones a tracción  $\sigma_{yy}$  sobre elementos del carburo. El resultado es la aparición de tensiones residuales  $\tau_{xy}$  a cortadura localizadas exactamente sobre los nodos del aporte en la interfase de unión con el cermet en el ángulo externo de la unión (Figura 81, detalle).

Debido a este tipo de tensión y a la tracción localizada sobre el carburo, así como sobre el material con peores propiedades mecánicas, esta zona se considera como zona crítica debido a la localización del posible inicio de la fractura. Cabe señalar otros máximos de tensión que, aunque de menor intensidad, cobran especial importancia por su localización y concentración sobre nodos concretos. Se trata de las tensiones residuales generadas en el codo interno de la soldadura (Figura 81, detalle), donde el carburo se encuentra altamente comprimido en dirección X e Y, generándose cortadura en su interfase con el aporte.

### 3.2.3.2. Estudio de la interfase carburo/aporte en la base de la unión, zona A

El estudio de las tensiones longitudinales originadas en el interior de la pieza por la contracción durante el enfriamiento se caracterizó, debido al diseño de la pieza, por someter al carburo a estados de compresión y al material de aporte a altos estados de tracción longitudinal que se relajaban a través del acero hasta hacerse nulos.

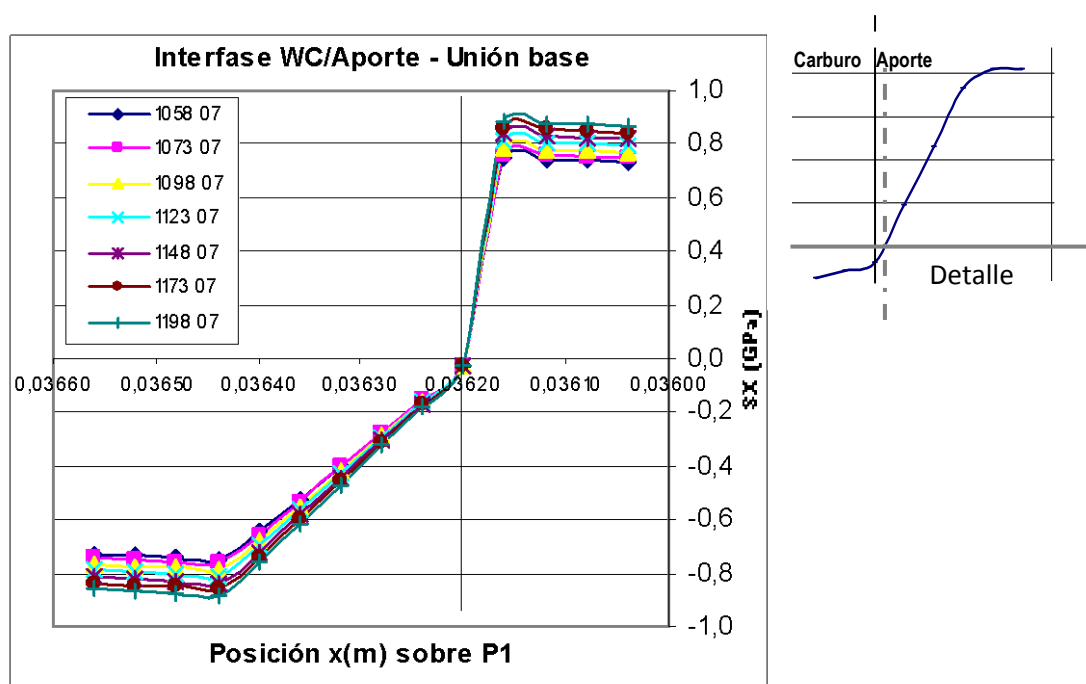
La figura 83 muestra, para el intervalo de temperaturas estudiado, los perfiles de tensión longitudinal a la unión (de espesor 0.2 mm) en la base de la pieza de carburo a través del marcado camino **P1**.



**Figura 83. Efecto de la temperatura en las tensiones residuales  $\sigma_{xx}$  (SX) sobre la zona A.**

Las tensiones en el interior de la unión, sobre el metal de aporte, y en la región de los materiales próximos a la soldadura, se ven afectadas por el incremento de la temperatura; se produce un aumento del estado de tensiones. La gráfica de la figura 83 muestra que, en el mismo intervalo de la interfase aporte/carburo, se produce un aumento en el gradiente de tensión semejante para cualquiera de las temperaturas, viéndose incrementada la tensión en 0.35 GPa al aumentar la temperatura en 140°. Dado que la interfase acero/aporte presenta un gradiente menos pronunciado nos centramos en las transiciones que tienen lugar al pasar del metal duro al material de aporte.

La figura 84 muestra el salto que tiene lugar en los valores de las tensiones residuales generadas en la interfase del cermet al aporte.



**Figura 84. Influencia de la temperatura en el perfil de tensiones longitudinales  $\sigma_{xx}$  de la interfase cermet/aporte de la zona A.**

El gradiente de tensiones  $\sigma_{xx}$  se produce en la misma región de la interfase independientemente de las temperaturas simuladas, de modo que en unos 280  $\mu\text{m}$  se produce un salto de 1.49 GPa para simulaciones a 1058 K, y de 1.77 GPa para la mayor de las temperaturas ensayadas, 1198 K. Es decir, el salto de tensiones en la intercara se incrementa en 48 MPa por cada 25°.

Destacar que el gradiente en los elementos del carburo es considerablemente menor que en el caso del material de aporte. En el aporte, en un intervalo de 40  $\mu\text{m}$  las tensiones aumentan 860 MPa de promedio, mientras que en el carburo el aumento es de unos 830 MPa y se produce en una distancia de 240  $\mu\text{m}$ .

El carburo se encuentra sometido a compresión (en torno a los 830 MPa) en las proximidades de la unión, rebajándose estas tensiones en las inmediaciones de la interfase hasta valores cercanos a cero en un intervalo de 240  $\mu\text{m}$ . Por otro lado, el material de aporte se encuentra altamente traccionado, experimentando en las inmediaciones de su interfase con el carburo una fuerte caída hasta llegar a producirse valores negativos (a compresión) en su límite en  $x=36.200\text{ mm}$ . Consideramos por tanto que el aporte sufre flexión en el límite de su interfase carburo/aporte en la zona de unión lateral. Este estado de flexión implica, para todo el rango de temperaturas estudiado, la existencia de una línea de nodos a tensión nula localizada sobre elementos del aporte. Si se realiza el estudio exhaustivo de localización de estos nodos a tensión nula se obtiene que exactamente, para una de las temperaturas intermedias (1123 K), estos se localizan a 0.57  $\mu\text{m}$  de distancia del límite con el carburo. En la simulación a 1148 K, la fibra neutra se situaba en a distancia  $3.5 \pm 0.5\text{ }\mu\text{m}$  del límite con el carburo.

De los resultados obtenidos se deduce que la intercara de unión de la pieza de carburo con el aporte, en su base, presenta una situación altamente favorable pues, a pesar de soportar grandes diferencias de tensión, justo en la interfase, se generan estados tensionados nulos o muy próximos a cero. La simulación, independientemente de la temperatura, mostró una línea neutra de tensiones sobre el material de aporte en las inmediaciones de esta intercara.

### 3.2.3.3. Estudio de la interfase carburo/aporte en la zona de unión lateral, zona B

Como se obtuvo en el estudio del apartado 3.2.2, la zona de soldadura en el lateral de la pieza del carburo se caracterizaba por presentar un gran salto en el valor de las tensiones longitudinales  $\sigma_{yy}$  generadas. En la figura 85, lectura de tensiones a lo largo de **P3**, y la figura 81b, mapa de tensiones  $\sigma_{yy}$ , se observa que, independientemente de la temperatura, el perfil de tensiones se mantiene prácticamente idéntico en torno a la interfase. La situación mantiene un aporte sometido a tracción y un carburo a compresión pero traccionado en los nodos más próximos al límite de su geometría. Considerábamos por ello un carburo sometido a flexión en la interfase. Analizando esta flexión para las simulaciones a diferente temperatura, se obtiene una franja de nodos del carburo a tensión nula en torno a unos 11  $\mu\text{m}$  de distancia del aporte en todos los casos.

Respecto al estado tensionado en las proximidades a esta interfase cermet/aporte de la unión lateral para diferentes temperaturas de simulación, se puede afirmar que se ve incrementado por el aumento de la temperatura de referencia brazing, afectando en mayor medida a las tensiones residuales generadas en el seno del material de aporte, intermediario entre el acero y el carburo. Se

obtiene un aumento de tensión a tracción longitudinal sobre el interior del material de aporte de 27 MPa por cada 25°.

En consecuencia, un aumento de la temperatura genera un incremento de tensiones en la interfase del carburo con el aporte. El salto de tensiones máximo, que corresponde lógicamente a la mayor de las temperaturas simuladas, es de 1.31 GPa en 44  $\mu\text{m}$  de distancia.

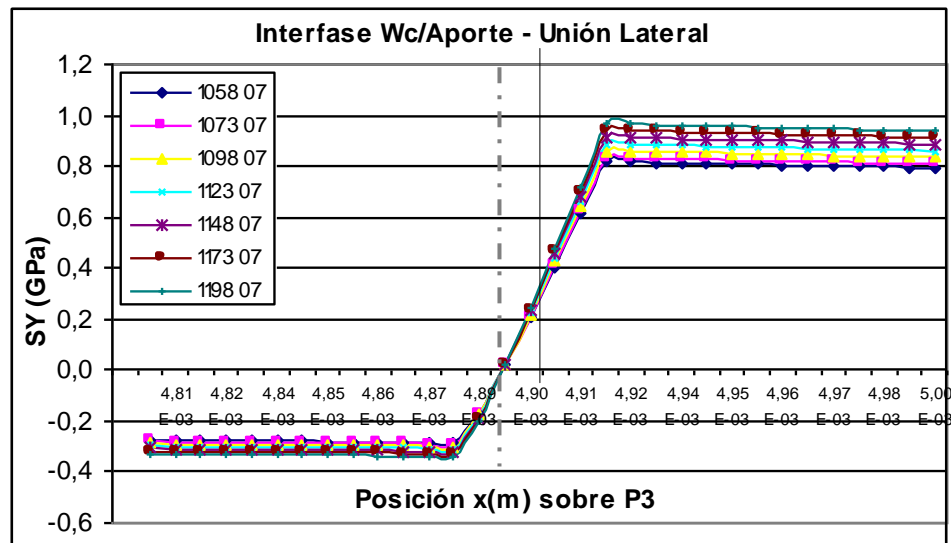


Figura 85. Efecto de la temperatura en el perfil de tensiones residuales  $\sigma_{yy}$  de la zona lateral de soldadura.

#### 3.2.3.4. Estudio de la interfase carburo/aporte en la superficie de la unión, zona C

Según se ha obtenido en la simulación, las tensiones normales y a cortadura ( $\sigma_{xx}$ ,  $\sigma_{yy}$  y  $\tau_{xy}$ ) señalan la zona de unión en la superficie como la zona de mayor concentración de tensiones, concretamente la intercara carburo/aporte. Por ello se va a analizar más en detalle el efecto de la temperatura sobre el perfil de tensión en esta zona, interfase cermet/carburo en el codo externo de la unión.

La figura 86 muestra la lectura de tensiones nodales  $\sigma_{xx}$ ,  $\sigma_{yy}$  y  $\tau_{xy}$  a lo largo del camino **P4** (desde  $x=4.7$  mm a  $5.1$  mm en  $y=40.2$  mm) para las temperaturas de ensayo y espesores de unión 0.70 mm.

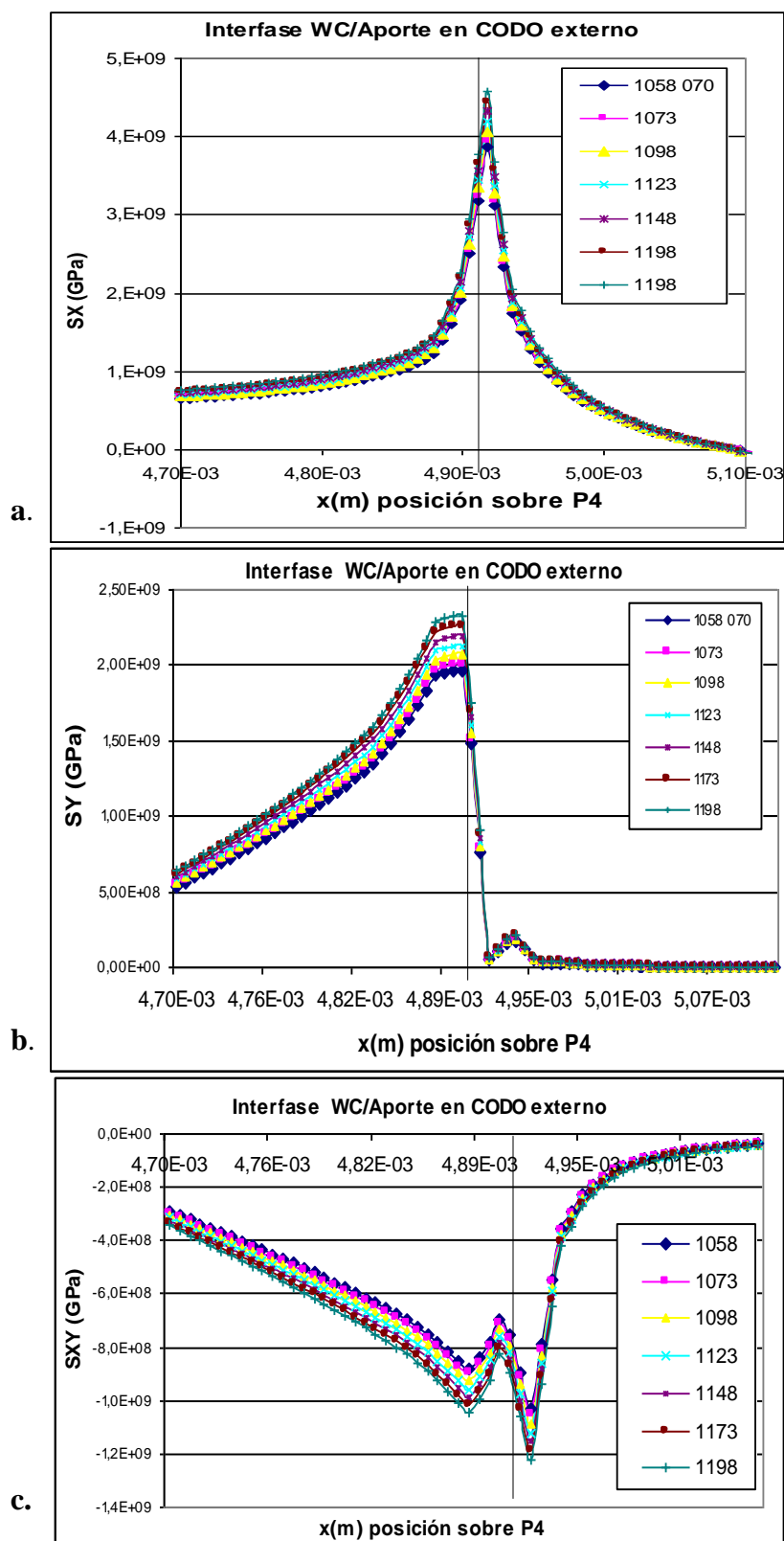


Figura 86. Efecto de la temperatura en las tensiones residuales en la interfase WC/aporte de la zona externa de soldadura. (a)  $\sigma_{xx}$  (b)  $\sigma_{yy}$  (c)  $\tau_{xy}$ .

Los máximos respectivos se mantienen, como se esperaba tras el estudio a 1148 K, sobre el aporte (tensión normal respecto a X,  $\sigma_{xx}$ ), sobre el carburo (tensión normal respecto a Y,  $\sigma_{yy}$ ) y en torno a ambas interfases (tensión tangencial en el plano XY,  $\tau_{xy}$ ). La temperatura no presenta apenas influencia sobre las tensiones  $\sigma_{xx}$  excepto en sus valores máximos que afectan al material de aporte en el límite de la unión (Figura 86a). En cambio, las tensiones  $\sigma_{yy}$  si se ven más alteradas por la temperatura, pero básicamente sólo en lo que respecta a la región del carburo (Figura 86b). En cuanto a las tensiones a cortadura  $\tau_{xy}$ , estas se ven modificadas en torno a la interfase, afectando en mayor medida al carburo (Figura 86c).

Nodos del material de aporte próximos al límite de la unión, concentran los valores pico a tracción en dirección X, tensión transversal que toma importancia por tratarse de los nodos en la superficie de unión. Los valores extremos indican que el aumento de 140° en la temperatura de simulación supone un aumento de 1.01 GPa en la tensión máxima que soportan estos nodos localizados a 20  $\mu\text{m}$  del límite de la unión.

Los nodos de la interfase de unión presentan un brusco salto en los valores de tensión  $\sigma_{yy}$  desde la región del carburo altamente traccionado a un aporte con leves, o cercanos a cero, valores de tensión. Dada las características de los materiales cerámicos esta situación es altamente desfavorable pues estos materiales trabajan mal a tracción. Como agravante, el gradiente de tensiones  $\sigma_{yy}$  en la interfase carburo/aporte, que corresponde a una caída de tensiones de 2 GPa de media en aproximadamente 19  $\mu\text{m}$ , sufre un aumento de 500 MPa al aumentar la temperatura 140°.

La evolución de las tensiones  $\tau_{xy}$  a cizalla en esta región, interfase carburo/aporte en la superficie de la unión, zona C, pone de manifiesto que tanto el carburo como el aporte están sometidos a altas tensiones a cortadura en las inmediaciones de la interfase, siendo mayores para mayor temperatura de simulación. Los máximos en ambos materiales se ven incrementados en 200 MPa al aumentar 140° la temperatura.

Por todo ello se puede afirmar que la situación crítica se ve agravada con el aumento de la temperatura, dado que el estado susceptible de fallo descrito para las condiciones experimentales se ve empeorado al incrementarse las tensiones a cortadura (36 MPa por cada 25° de aumento en la temperatura) y axiales (89 MPa por cada 25°), tanto sobre el cermet como sobre el aporte.



### 3.2.3.5. Estudio de la interfase carburo/aporte en el codo interno, zona D

El codo interno de la soldadura se ve afectado por valores máximos de tensión (Tabla 13),  $\sigma_{xx}$  y  $\sigma_{yy}$  negativas y  $\tau_{xy}$ . Se trata de una región con un ángulo crítico a la hora de soportar la contracción de los materiales en el interior de la pieza. Es esta zona donde las tensiones a compresión sobre el carburo van a generar tensiones a cortadura. Estas tensiones, como mostró el estudio de deformaciones para simulaciones a 1148 K y espesor de unión lateral de 0.7 mm, alcanzan al acero produciendo deformaciones plásticas de sus elementos por superación de su límite elástico durante el enfriamiento. El análisis se centrará ahora en evaluar cómo la situación crítica del acero se ve modificada o no con la temperatura de referencia brazing.

Con la intención de contrastar el efecto de la relajación de tensiones, observado hasta ahora al reducir la temperatura brazing, sobre la superación del límite elástico del acero a temperaturas por encima de la temperatura ambiente, se elige realizar un estudio de tensiones para el caso de simulación a menor temperatura, 1058 K.

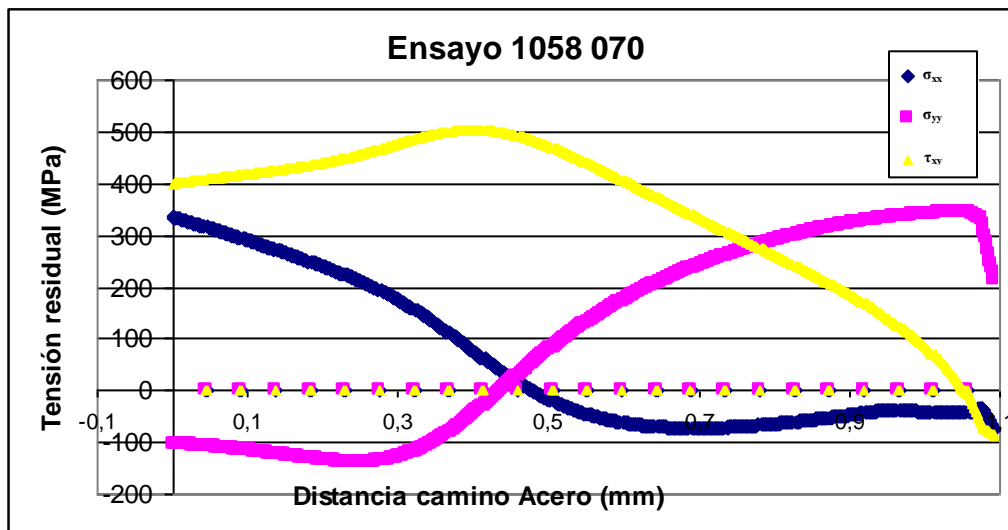


Figura 87. Tensiones a lo largo de P6, sobre elementos del acero para ensayo a 1058 K.

El estudio de simulación a 1148 K mostró valores de tensiones  $\tau_{xy}$  en esta región superiores a los de las tensiones normales  $\sigma_{xx}$  y  $\sigma_{yy}$ . En la figura 87 observamos este mismo resultado para la simulación a menor temperatura (1058 K); la tensión a cortadura presenta de nuevo valores superiores a las normales  $\sigma_{xx}$  y  $\sigma_{yy}$ , por lo que el estudio se centra en tensiones  $\tau_{xy}$ .

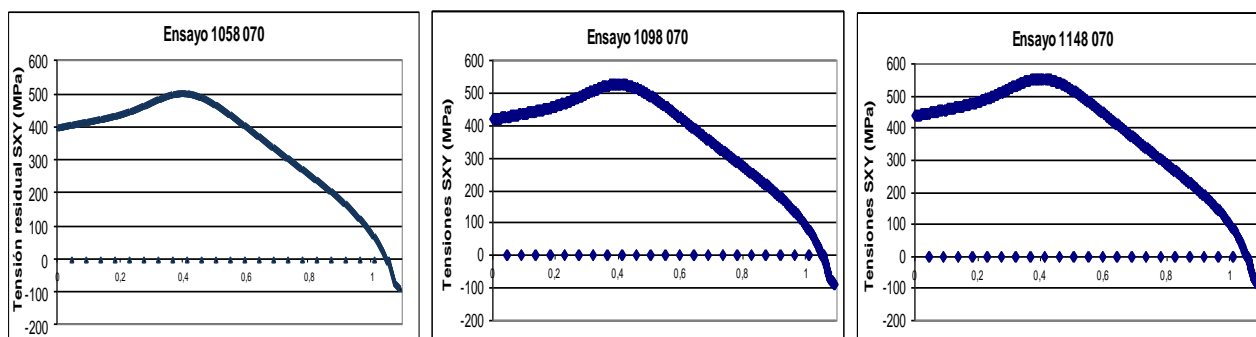
A valores menores de temperatura se observan mayores valores del límite elástico del acero, como se recoge en la Tabla 14 [86]. Por otro lado, en enfriamientos desde temperaturas inferiores, más rápidamente alcanza el material la temperatura ambiente y menos tiempo transcurre hasta que el acero adquiere un límite elástico *seguro*. Por ello, se espera que la deformación plástica sea menor a más baja temperatura o incluso que no tenga lugar. En base a esto interesa comprobar el fenómeno de deformación plástica a temperaturas inferiores a la ya analizada de 1148 K.

**Tabla 14. Límite elástico del acero 90MnCrMo para diferente temperatura [86].**

T ( K )	298	973	1058	1073	1098	1123	1148	1173	1198
Límite elástico de Acero (GPa)	0.620	0.130	0.100	0.090	0.080	0.070	0.070	0.060	0.060

De modo que se procede a realizar un estudio de las dos temperaturas menores de simulación, 1058 y 1098 K. Para estos casos se procede como en el caso a 1148 K. Se analizan las tensiones  $\tau_{xy}$  máximas generadas en el acero en particular, en su interfase con el material de aporte bajo la zona del codo interno de la soldadura (Figura 88). La información obtenida se cotejará con la curva proporcionada por el simulador para el enfriamiento del nodo elegido del acero (nodo 8413 sobre P6, Figura 76), y con la ecuación del límite elástico del acero en función de la temperatura (ec. 13). El objetivo fundamental que se pretende en esta evaluación es determinar el riesgo que presenta esta zona del acero ante las deformaciones.

Los resultados obtenidos tanto del análisis de tensiones a cortadura como de la curva de enfriamiento y de la variación del límite elástico del acero, se recogen en la Tabla 15.



**Figura 88. Distribución de tensión a cortadura en P6, región de la interfase del acero bajo el codo interior de la unión, para diferentes temperaturas brazing: 1058 K, 1098 K y 1148 K.**

**Tabla 15. Resultados obtenidos para el estudio de tensiones-deformaciones plásticas del acero.**

<b>T(K) de simulación para diseño 0.7 mm de gap</b>	<b><math>\tau_{xy}</math>(MPa) máxima en la región del acero</b>	<b>T(K) a la que el Límite Elástico del acero toma ese valor [ec. 13]</b>	<b>t (s) a los que el acero alcanza ese valor de Límite Elástico</b>
1058	504.40	450	20
1098	526.27	420	24
1148	553.28	384	30

De la evaluación realizada se deduce que la deformación plástica del acero se produce para todas las temperaturas estudiadas y durante los primeros segundos del enfriamiento. Cuanto menor es la temperatura de referencia más rápidamente el acero alcanza valores de límite elástico superiores a las tensiones experimentadas, y menor es el rango de tiempo en el que se produce su deformación plástica.

Para simulaciones a 1058 K, el acero parte de un valor de límite elástico de 0.10 GPa; hasta transcurridos 20 s desde que se inicia el enfriamiento, y por tanto la contracción de la pieza, el acero no presenta un valor de límite elástico apto para hacer frente a las tensiones residuales máximas que se están generando (504.40 MPa). Para ensayos a 1098 K el valor de límite elástico apto se alcanza a los 24 s y para 1148 K a los 30 s.

De modo que las deformaciones plásticas se producirán en todo el rango de temperatura ensayado. Además se puede afirmar que cuanto mayor sea la temperatura, mayor serán las deformaciones y mayor será el tiempo en el que estas se produzcan, generando alteraciones en la pieza de difícil control, con pérdida de estabilidad dimensional.

### 3.2.4. Simulación numérica, estudio para diferente gap de unión

Se han realizado simulaciones manteniendo el mismo gap de unión en la base del carburo (0.2 mm) pero variando el espesor del aporte en la unión lateral a la pieza de carburo. Se tomaron valores desde 0.25 mm hasta 1.15 mm (0.25, 0.33, 0.40, 0.55, 0.70, 0.85, 1.00 y 1.15 mm). Estos ensayos se han realizado para una temperatura de soldeo brazing de 1148 K.

#### 3.2.4.1. Análisis de deformaciones y tensiones máximas obtenidas para diferente gap

Los mapas de deformaciones y tensiones generados por el simulador presentan variaciones respecto a los obtenidos para diseño de gap lateral 0.70 mm y temperatura de 1148 K.

##### a. Deformaciones

► Los desplazamientos térmicos producidos, a pesar de corresponder a ensayos a la misma temperatura de referencia, muestran un leve incremento de sus valores con el espesor de la unión lateral (Tabla 16).

**Tabla 16. Comparativa de desplazamiento térmico máximo producido para diferente gap de unión.**

	Gap de unión lateral (mm)							
	0.25	0.33	0.40	0.55	0.70	0.85	1.00	1.15
<b>Desplazamiento térmico máx. (%)</b>	0.0459	0.0459	0.0459	0.0459	0.0460	0.0460	0.0461	0.0460

Los desplazamientos provocados por la contracción térmica de los materiales se ven afectados ligeramente por la cantidad de material de aporte que actúa de intermediario. Para valores intermedios de gap, al aumentar sustancialmente la cantidad de material de aporte y por ser el material de mayor coeficiente de dilatación, su contracción se hace algo más significativa provocando un leve aumento del valor de desplazamiento térmico máximo, producido en el conjunto de la pieza.

► El mapa de las deformaciones elásticas muestra una distribución similar a las ya analizadas para 1148 K. En la figura 89 se muestra el mapa de deformaciones elásticas de la zona de unión producidas en las simulaciones para valores de gap extremos, 0.25 y 1.00 mm. La Tabla 17 muestra los valores máximos de deformación, en las condiciones comentadas.

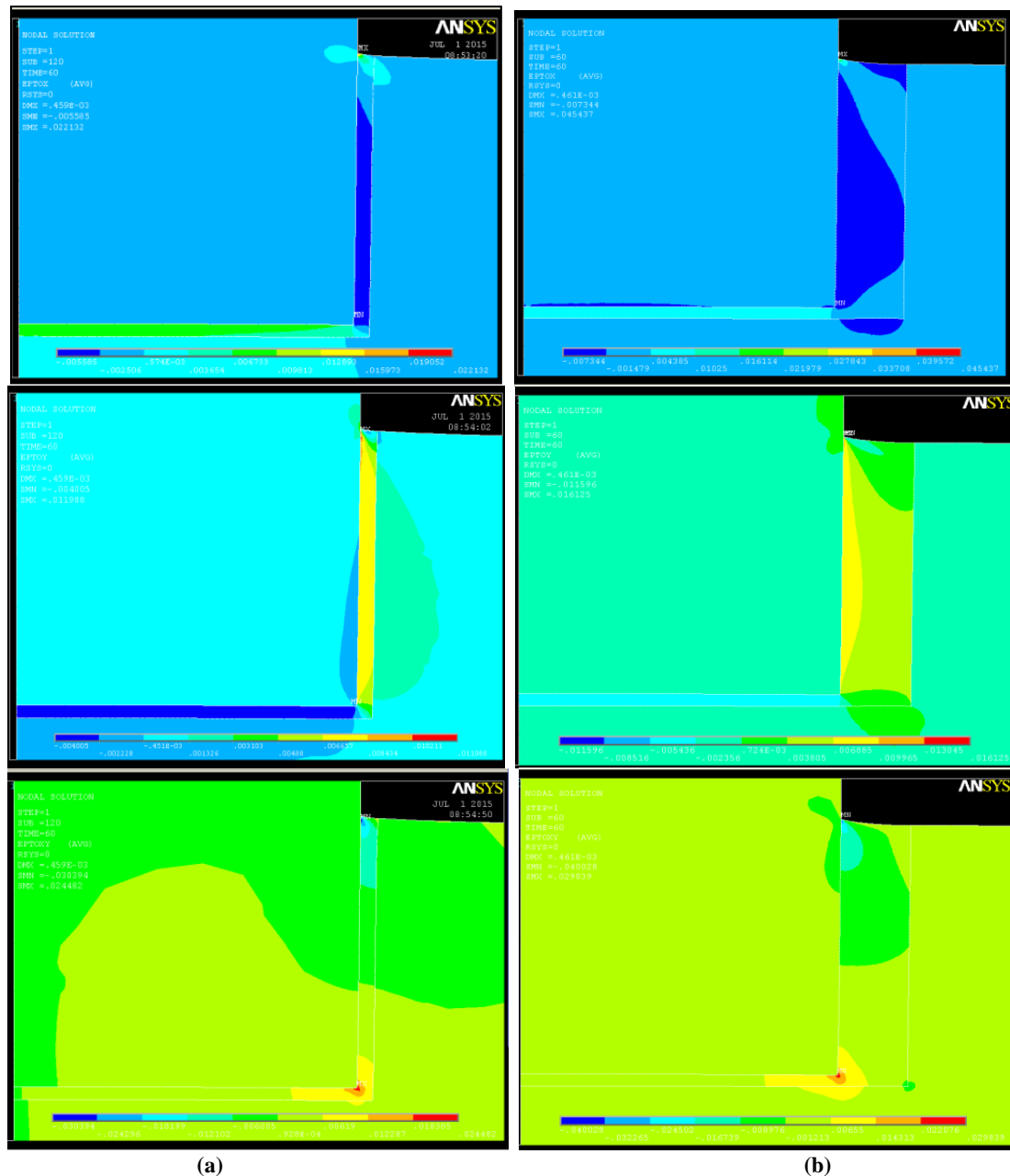


Figura 89. Mapa de deformaciones elásticas en dirección X, en Y, y en XY, provocadas para gap de (a) 0.25 mm y (b) 1.15 mm, a 1148 K.

Tabla 17. Valores de deformación elástica y plástica producida para diferente gap de unión, 1148 K.

NODAL SOLUTION (GAP)			0.25 mm	0.7 mm	1.15 mm
Deformación elástica	EPTOX (%)	MX	6.1	4.3	4.54
		MN	-0.9	-0.7	-0.73
	EPTOY (%)	MX	2.0	1.6	1.6
		MN	-1.6	-1.1	-1.16
	EPTOXY (%)	MX	3.2	2.8	2.9
		MN	-5.2	-3.8	-4.0
Deformación plástica	EPPLXY (%)	MX	0.27	0.47	0.51
		MN	-0.15	-0.004	-0.003

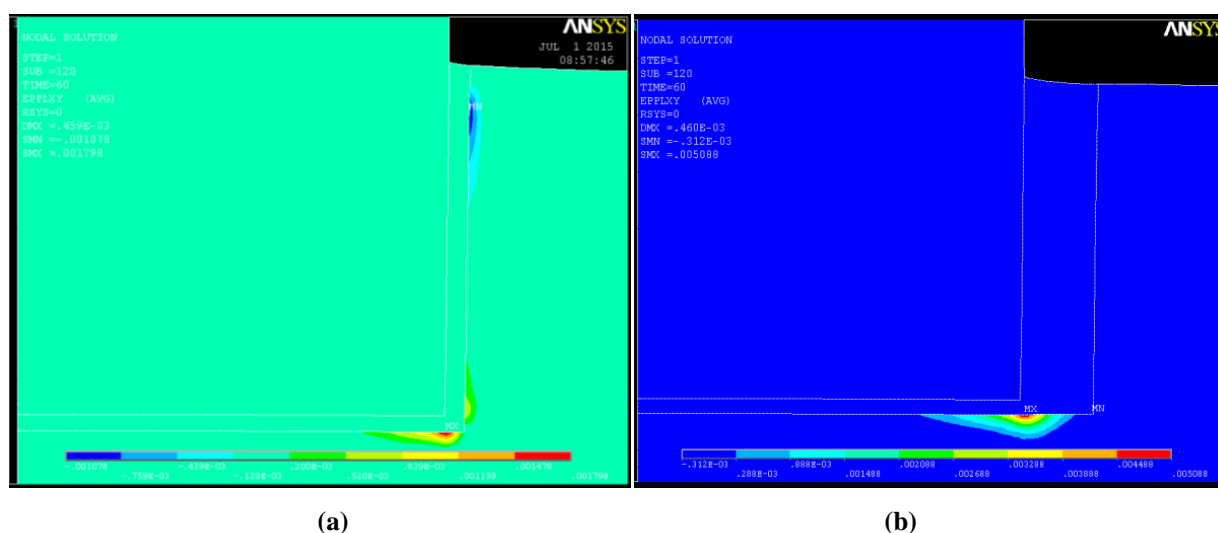
De los resultados obtenidos en este caso, se puede afirmar que las deformaciones elásticas se concentran sobre el material de aporte y sobre las zonas próximas al cordón de soldadura, en igual distribución que la obtenida hasta ahora:

- Deformaciones transversales y longitudinales a la unión localizadas sobre el aporte fundamentalmente y de forma destacada en su interfase de la superficie con el cermet.
- Deformaciones a cortadura en el codo interno afectando a los tres materiales.

El espesor de la unión lateral presenta un claro efecto cuantitativo sobre estas deformaciones. Para valores de gap pequeños, de 0.25 mm, las deformaciones son máximas y mucho mayores que las encontradas en otros diseños. Aumentando los valores de gap se observa que se produce una disminución de estas deformaciones para gaps de 0.7 mm, que asociaremos a relajación en las tensiones para diseños con esos valores de espesor intermedios.

A partir de aquí, los valores de deformación elástica, tanto en dirección normal como a cortadura, se ven incrementados ligeramente por el aumento del espesor del material de aporte, ya que es este material el que mayor deformación sufre y su presencia se hace significativa.

► En cuanto a las deformaciones plásticas, la figura 90 muestra el mapa obtenido para espesor de gap menor, 0.25 mm, y su comparación con un gap mayor que el estudio previo, 1.00 mm. Los valores de deformación en este caso ya fueron mostrados en la Tabla 17 comparativa.



**Figura 90. Mapa de deformaciones plásticas a cizalla, en dirección XY, provocadas para gap de (a) 0.25 y (b) 1.15 mm, a 1148 K.**

El estudio realizado en las deformaciones pone de manifiesto que para el caso de espesor mínimo

de intermediario se originan en la pieza nuevos estados de deformación no encontrados para otros diseños. Hasta ahora se había analizado la deformación originada a cortadura bajo el codo interno de la soldadura por verse el acero afectado por tensiones a cortadura superiores a su límite elástico durante el enfriamiento. Esta deformación se produce de nuevo independientemente del gap de la unión lateral. Sin embargo, como se observa en la figura 90, para las simulaciones a 0.25 mm se generan nuevas deformaciones plásticas sobre el acero en su frontera con la zona de soldadura lateral.

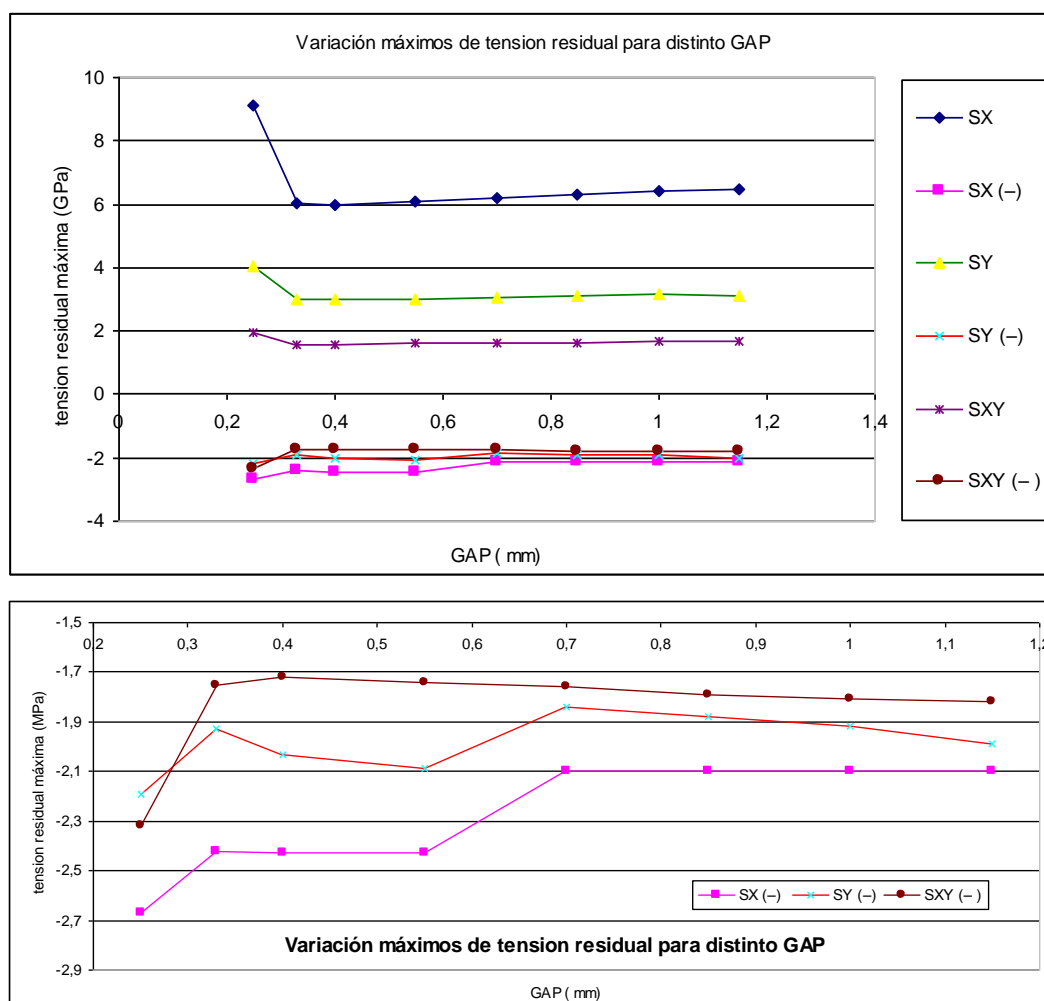
Hay que tener en cuenta que la pieza de acero se va a contraer en igual medida que en los ensayos iniciales, de modo que para espesores de unión muy finos, esta contracción va a verse impedida físicamente por la menor contracción del carburo, al existir menor intermediario entre ambos. En consecuencia se genera esta deformación plástica localizada sobre sus elementos. Se espera que esto esté en concordancia con efectos de incremento de tensión para el diseño de gap extremadamente pequeño.

Respecto a la variación de la magnitud de las deformaciones plásticas a espesor mayores, se comprueba que fluctúan ligeramente. Mayor espesor implica un enfriamiento mayor de la pieza a través de un canal mayor de aporte y un aumento del límite elástico del acero más temprano. Por otro lado, un gap mayor supone un menor conflicto geométrico durante la contracción y por ello una ligera relajación de las tensiones normales en el codo interno, como se comprobará más adelante, responsables de la deformación del acero.

En base a los resultados se puede hablar de un gap intermedio adecuado de 0.7 mm para el cual las deformaciones elásticas y plásticas se minimizan; se obtienen resultados de menores deformaciones elásticas del aporte y menores deformaciones plásticas del acero. En cualquier caso, un intermediario con poco espesor no es útil en la unión dado las distorsiones que genera.

### **b. Tensiones residuales**

Los resultados generados por las simulaciones en cuanto a valores máximos de tensión residual alcanzados, se recogen en la figura 91 y la Tabla 18. En la figura 91 se ha ampliado la representación de las tensiones de valores negativos para mejor visualización y mayor comprensión.



**Figura 91. Influencia del gap de unión lateral en los valores máximos de tensión residual,  $\sigma_{xx}$  (SX),  $\sigma_{yy}$  (SY) y  $\tau_{xy}$  (SXY). Ampliación de gráfica para tensiones negativas.**

**Tabla3.18. Valores máximos de tensión residual para diferente gap de unión lateral.**

		GAP UNIÓN LATERAL (mm). 1148 K							
		0.25	0.33	0.4	0.55	0.7	0.85	1	1.15
$\sigma_{xx}$ (GPa)	máx	9.11	6.01	5.95	6.06	6.170	6.29	6.39	6.45
	min	-2.67	-2.42	-2.43	-2.43	-2.100	-2.1	-2.1	-2.1
$\sigma_{yy}$ (GPa)	máx	4.06	3.01	2.99	3.01	3.070	3.11	3.15	3.13
	min	-2.19	-1.93	-2.03	-2.09	-1.840	-1.88	-1.92	-1.99
$\tau_{xy}$ (GPa)	máx	1.93	1.54	1.57	1.6	1.620	1.63	1.65	1.67
	min	-2.32	-1.75	-1.72	-1.74	-1.760	-1.79	-1.81	-1.82

Señalar que la ubicación de estos máximos se produce, para todas las geometrías analizadas, sobre las mismas zonas de la pieza ya expuestas en anteriores estudios para gap de 0.7 mm: en la región de la interfase cermet/aporte en la zona del codo externo (zona C) y del codo interno (zona D) de la



unión (Tabla 13, Figura 64). En el codo externo se trata de tensiones a tracción sobre el aporte y el carburo, y a cortadura sobre el aporte. Sobre el codo interno, las tensiones normales se localizan sobre el carburo y a cortadura sobre su interfase con el aporte.

Los valores máximos de tensión (Figura 91) si presentan variación al modificar el gap del material de aporte.

Los resultados muestran que para el gap mínimo, 0.25 mm, se produce una situación altamente desfavorable mecánicamente, generándose un incremento en los valores de tensión especialmente marcado en las tensiones a tracción (aumento de 2.5 GPa) y a cortadura (aumentos de 0.5 GPa) sobre los elementos del aporte en la superficie de la unión. Un gap tan fino no permite al aporte actuar adecuadamente de intermediario ante las diferencias de comportamiento en el enfriamiento entre carburo y acero. De modo que, por la condición de continuidad y de unión ideal, el aporte quedará sometido a fuerte tracción en la dirección X y a cortadura en el plano XY. Para una distancia de gap tan pequeña, el gradiente de deformación del metal de aporte es muy alto, generando mayor dificultad a la hora de liberar tensión y provocando el aumento de las tensiones residuales. Diseños de 0.25 mm se convierten, por tanto, en condiciones no deseadas para la unión dado el elevado nivel de tensión que se produce y las grandes deformaciones que se generaban respecto a otros diseños de gap.

Al incrementar el espesor del gap un 32% su tamaño, desde 0.25 mm hasta 0.33 mm, las tensiones residuales disminuyen. A partir de este tamaño de gap, las tensiones se estabilizan presentando un leve incremento con el aumento de gap de unión.

Para espesores de aporte intermedios, el conjunto del estado tensionado resulta ser el más conveniente, relajándose las tensiones para un gap óptimo entre 0.55 y 0.7 mm. Esto es así especialmente en el caso de las tensiones normales a compresión sobre el carburo, tanto en el lateral de la unión ( $\sigma_{xx}$ ) como en el codo interno ( $\sigma_{xx}$ ,  $\sigma_{yy}$ ). Las tensiones sobre la zona crítica de la superficie también se ven favorecidas pues para estos gaps las tensiones a tracción del aporte ( $\sigma_{xx}$ ), a tracción sobre el carburo ( $\sigma_{yy}$ ) y especialmente a cortadura sobre el aporte, se ven minimizadas. El carburo no va estar tan comprimido por la contracción del acero y el aporte tendrá suficiente presencia como para minimizar las tensiones entre ambos.

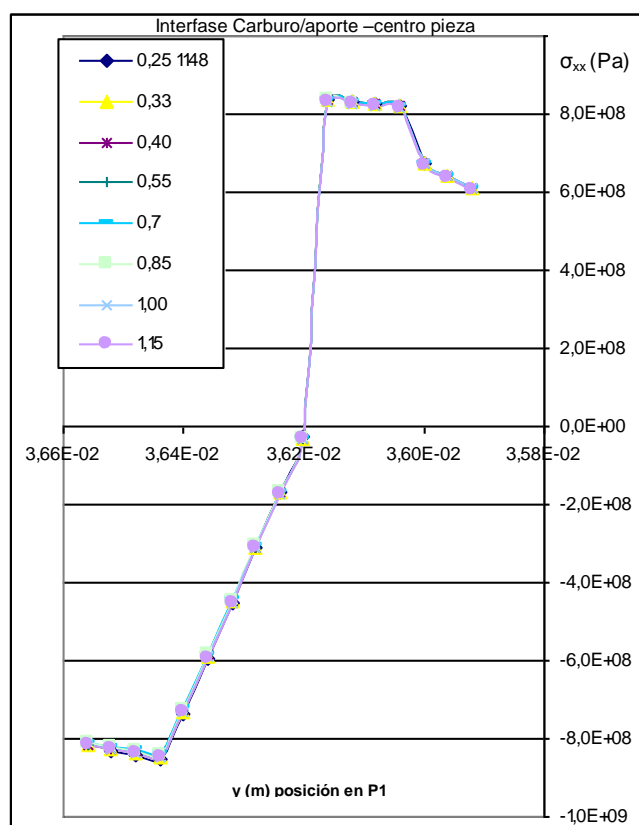
El resultado es que los valores máximos de deformaciones y tensiones (localizados ambos sobre los mismos elementos) se minimizan para valores de gap 0.5 - 0.7 mm, aumentando levemente para

mayores espesores de material de aporte que realmente no tendrían cabida experimentalmente.

Por ello se puede afirmar que el intervalo de gap 0.55 - 0.7 mm es el óptimo para el cómputo de tensiones máximas que afectan especialmente al codo interno y externo de la unión.

### 3.2.4.2. Estudio de la interfase carburo/aporte en la base de la unión, zona A

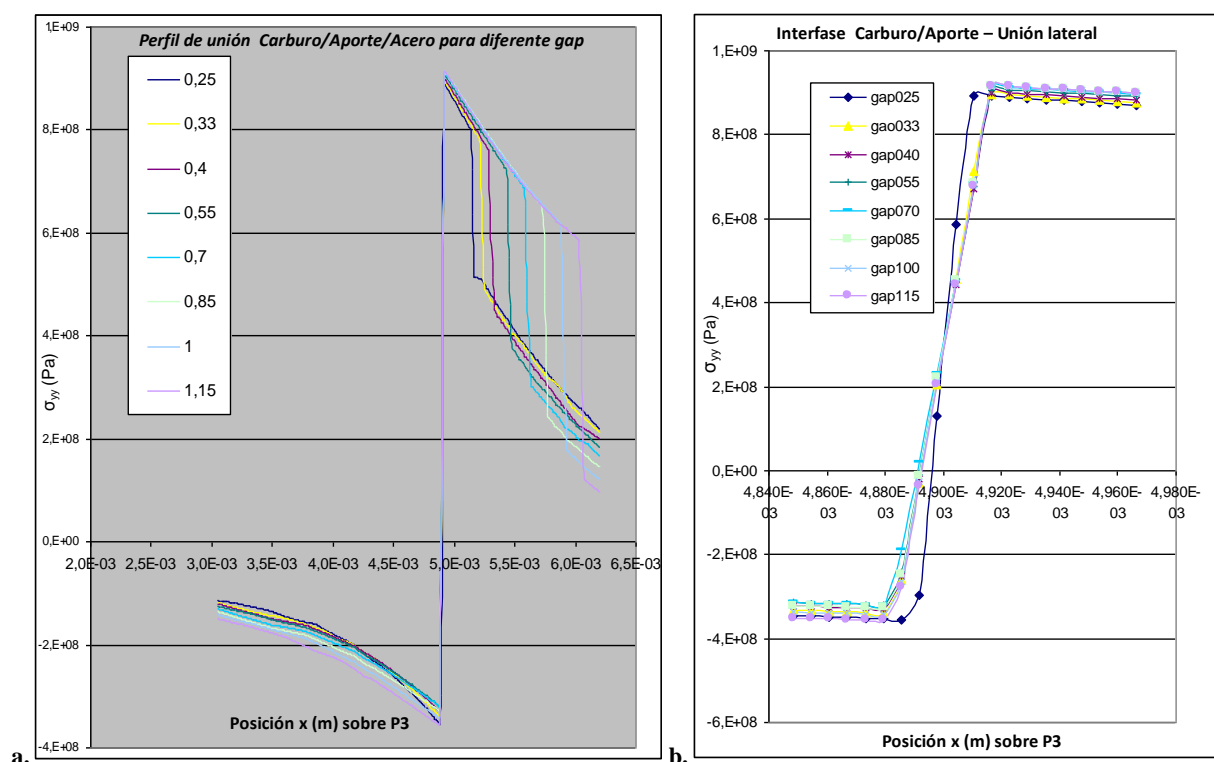
El estudio de las tensiones generadas a lo largo de **P1** en la zona de soldadura del centro de la pieza, sobre el eje de simetría, no van a experimentar cambios con la modificación del tamaño del gap de unión lateral, pues ambas regiones están lo suficientemente alejadas la una de la otra como para que las tensiones no se vean alteradas. Eso se puede comprobar fácilmente al observar los valores de las tensiones longitudinales a la unión sobre el camino P1, donde los valores se superponen perfectamente (Figura 92).



**Figura 92. Influencia del gap de unión lateral en las tensiones  $\sigma_{xx}$  sobre la unión en el interior de la pieza, a lo largo de P1. Simulaciones a 1148 K.**

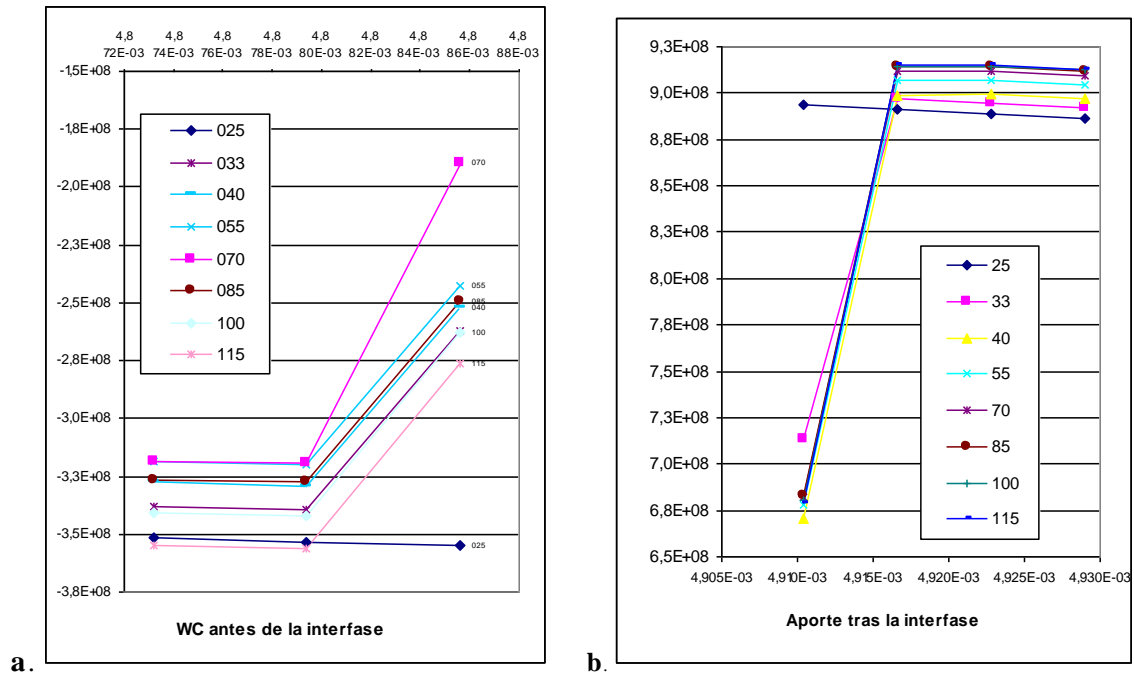
### 3.2.4.3. Estudio de la interfase carburo/aporte en la zona de unión lateral, zona B

Las tensiones a lo largo del camino **P3** siguen una evolución coherente con lo analizado para otros ensayos sobre esta región, zona B. La figura 93 recoge el perfil de tensiones generadas en esta región de unión (Figura 93a) y las lecturas para la interfase crítica carburo/aporte (Figura 93b).

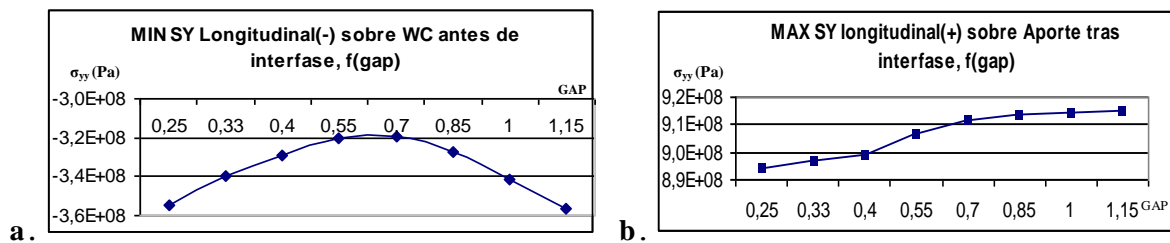


**Figura 93. Influencia del gap de unión lateral en las tensiones  $\sigma_{yy}$  (Pa) sobre la unión lateral de la pieza, a lo largo de P3: (a) Unión carburo/aporte/acero, (b) Interfase carburo/aporte.**

Analizando más en profundidad estos resultados, la figura 94 recoge el detalle de la influencia del gap en las tensiones  $\sigma_{yy}$  en el límite de los materiales de esta interfase, es decir, tensiones en los elementos del carburo justo antes de la interfase (Figura 94a) y en elementos del aporte justo tras la interfase (Figura 94b). Se muestra además la comparativa de evolución con la distancia de gap de los máximos respectivos generados en la proximidad de esta interfase sobre los materiales de unión (Figura 95).



**Figura 94. Tensión  $\sigma_{yy}$  (Pa) vs Posición  $x$ (m). Detalle de la influencia del gap lateral en las tensiones  $\sigma_{yy}$  en torno a la interfase carburo-aporte en P3. (a) Carburo; (b) Aporte.**



**Figura 95. Influencia del gap lateral en las tensiones  $\sigma_{yy}$  máximas generadas sobre los materiales en torno a la interfase carburo / aporte. (a) Carburo, (b) Aporte.**

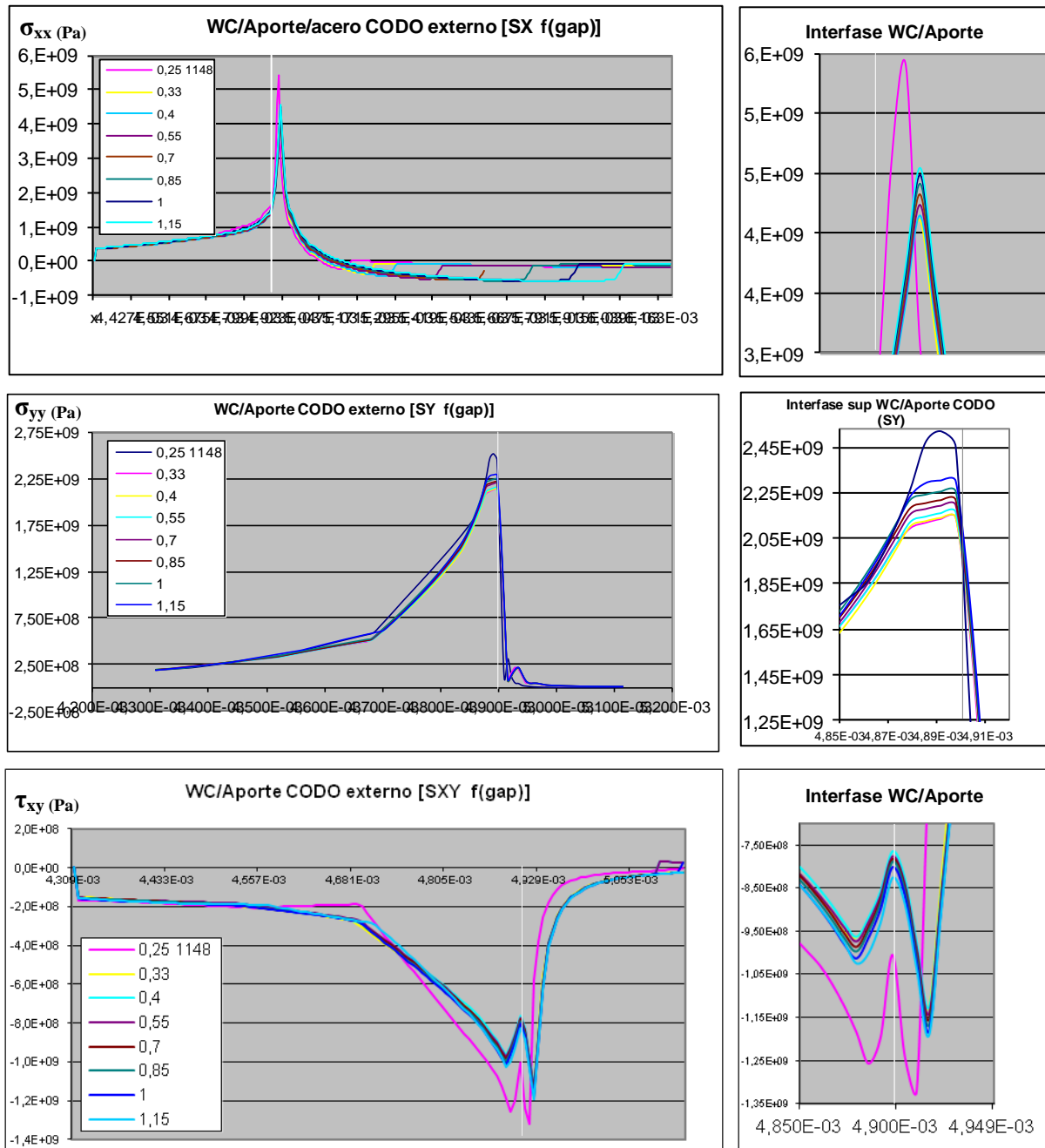
En base a estos resultados obtenidos, las tensiones  $\sigma_{yy}$  a compresión del acero en las proximidades de la intercara presentan un gap óptimo entre 0.55 y 0.70  $\mu\text{m}$ , para el cual los valores disminuyen en 40 MPa respecto a otros espesores. Las tensiones longitudinales a tracción sobre el aporte  $\sigma_{yy}$ , se ven incrementadas por el aumento del gap estabilizándose a partir de valores igual a 0.55 mm.

Respecto a los datos obtenidos para un valor de 0.25 mm en el gap de soldadura, se observa un aumento del gradiente de tensiones en la interfase; el gran salto de tensiones se produce en un margen de 11  $\mu\text{m}$  más estrecho.

### 3.2.4.4 Análisis de la interfase carburo/aporte en la superficie de la unión, zona C

La región que se dictaminó como crítica y zona de posible inicio de fisura debido a las tensiones que soportaba la interfase cermet/aporte, correspondía con el codo externo de la soldadura entre el

carburo y material de aporte. En esta región se debe analizar tanto las tensiones normales como a cortadura. La figura 96 recoge las lecturas de  $\sigma_{xx}$ ,  $\sigma_{yy}$  y  $\tau_{xy}$  para la zona a estudio a lo largo del camino P4.



**Figura 96. Influencia del gap de unión lateral en las tensiones de la interfase de unión carburo/aporte en el codo externo de la soldadura, sobre P4. (a)  $\sigma_{xx}$ , (b)  $\sigma_{yy}$  y (c)  $\tau_{xy}$ , con detalle.**

Dejando a un lado los resultados para gap de 0.25 mm, observamos que las tensiones se ven incrementadas por el aumento del espesor de unión. El aumento del gap de 0.33 mm a 1.15 mm supone un incremento de 0.9 GPa en las tensiones a tracción sobre el aporte, de 0.05 GPa en las tensiones a tracción sobre el carburo y de 0.05-0.10 GPa en las tensiones a cortadura sobre ambos.

Respecto a las tensiones generadas para un gap de 0.25 mm, se observa una importante variación como ya se predijo tras el estudio de los valores máximos de tensión. Todas las tensiones se ven incrementadas de modo importante para este caso. Además, los máximos y el salto de tensiones se desplazan de la tendencia general en el caso de  $\sigma_{xx}$  hacia la interfase con el cermet, con estrechamiento de la zona donde se produce, incrementándose aún más este gradiente.



### 3.3. DISCUSIÓN DE RESULTADOS EXPERIMENTALES

#### 3.3.1. Ensayos previos

##### 3.3.1.1. Mojabilidad Acero/Metal de Aporte

###### a. Ensayos de gota Acero/metal de aporte

Con el fin de determinar el grado de mojado entre el acero y el metal de aporte, fueron realizados ensayos de gota acero/aporte. El grado de mojado fue estudiado para el intervalo de temperaturas entre 750 y 850 °C (1023 y 1123 K). El resultado indica que este rango es óptimo en todos los casos. La figura 97 muestra la preparación y el resultado de uno de estos ensayos, para 800 °C.



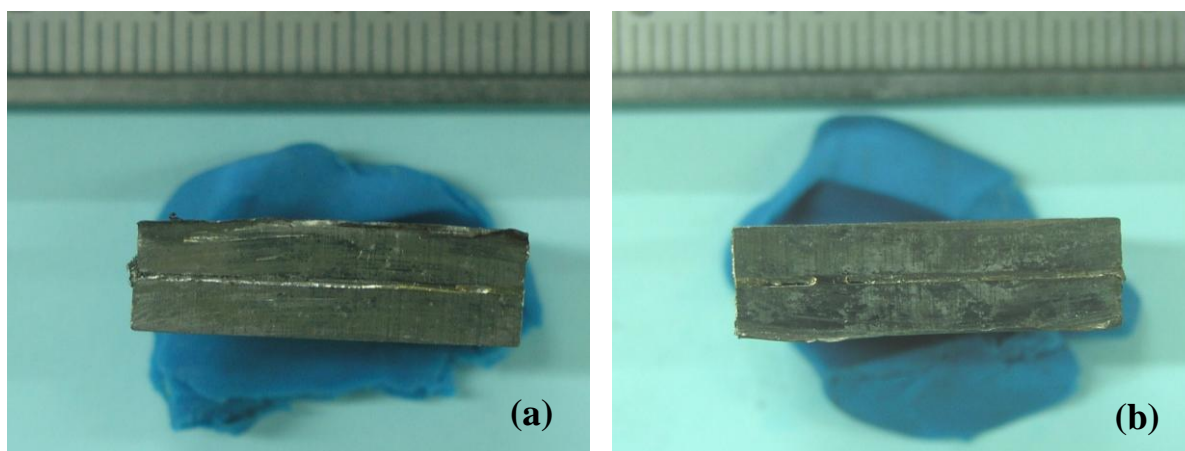
Figura 97. Muestra de ensayos de gota acero/metal de aporte a 800 °C.

###### b. Ensayos de mojabilidad y reacción Acero/Acero con material de aporte

Los ensayos previos de mojabilidad con disposiciones acero/aporte/acero, muestran que a partir de 750 °C existe alto grado de mojabilidad y una buena unión para intervalos de tiempo pequeños. Se comprueba que al ir aumentando la temperatura y el tiempo del ciclo de soldadura, la mojabilidad y, con ello la unión, se ven favorecidas. Sin embargo, para elevadas temperaturas y largos tiempos (por encima de 825 °C y 10 minutos), no se obtiene mojabilidad ni unión, como consecuencia de fenómenos de oxidación del acero que impiden la mojabilidad del metal de aporte. El metal de aporte deja de ser efectivo en estos dispositivos para temperaturas de soldeo fuera de su rango acción.



La sección transversal de dos de los ensayos de mojado acero/aporte/acero, pueden observarse en la figura 98. En ella se comprueba como el metal de aporte moja a las dos chapas de acero. En el caso (b) (Figura 98) se puede observar falta de mojado.

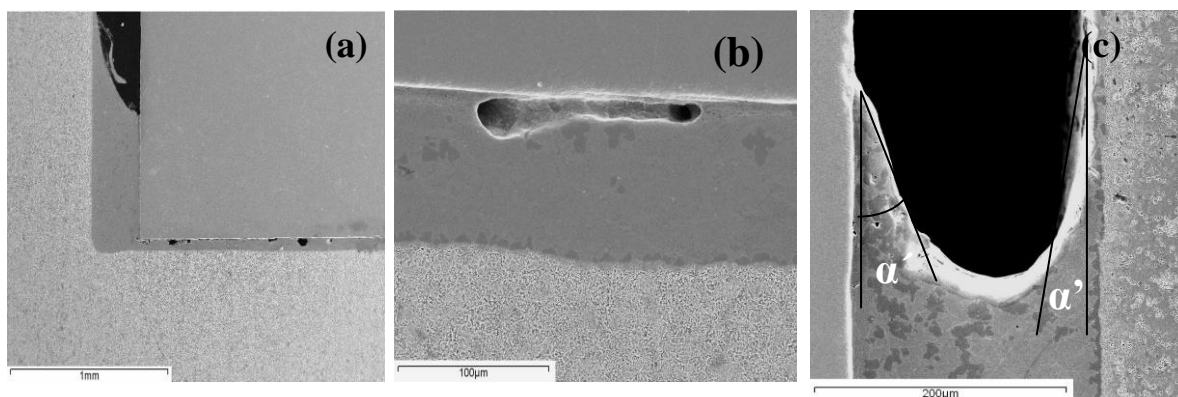


**Figura 98. Ensayos de mojabilidad acero/ aporte/acero**  
(a) 775 °C, 10 minutos (b) 800 °C, 10 minutos.

### 3.3.1.2. Soldaduras Acero/Aporte/WC-Co en horno convencional

Los ciclos de temperatura para ensayos de soldadura previos, se establecen teniendo en cuenta la presencia del carburo de wolframio, material refractario que provoca en la junta una diferencia de temperatura de aproximadamente el 5%, respecto a la existente en el horno.

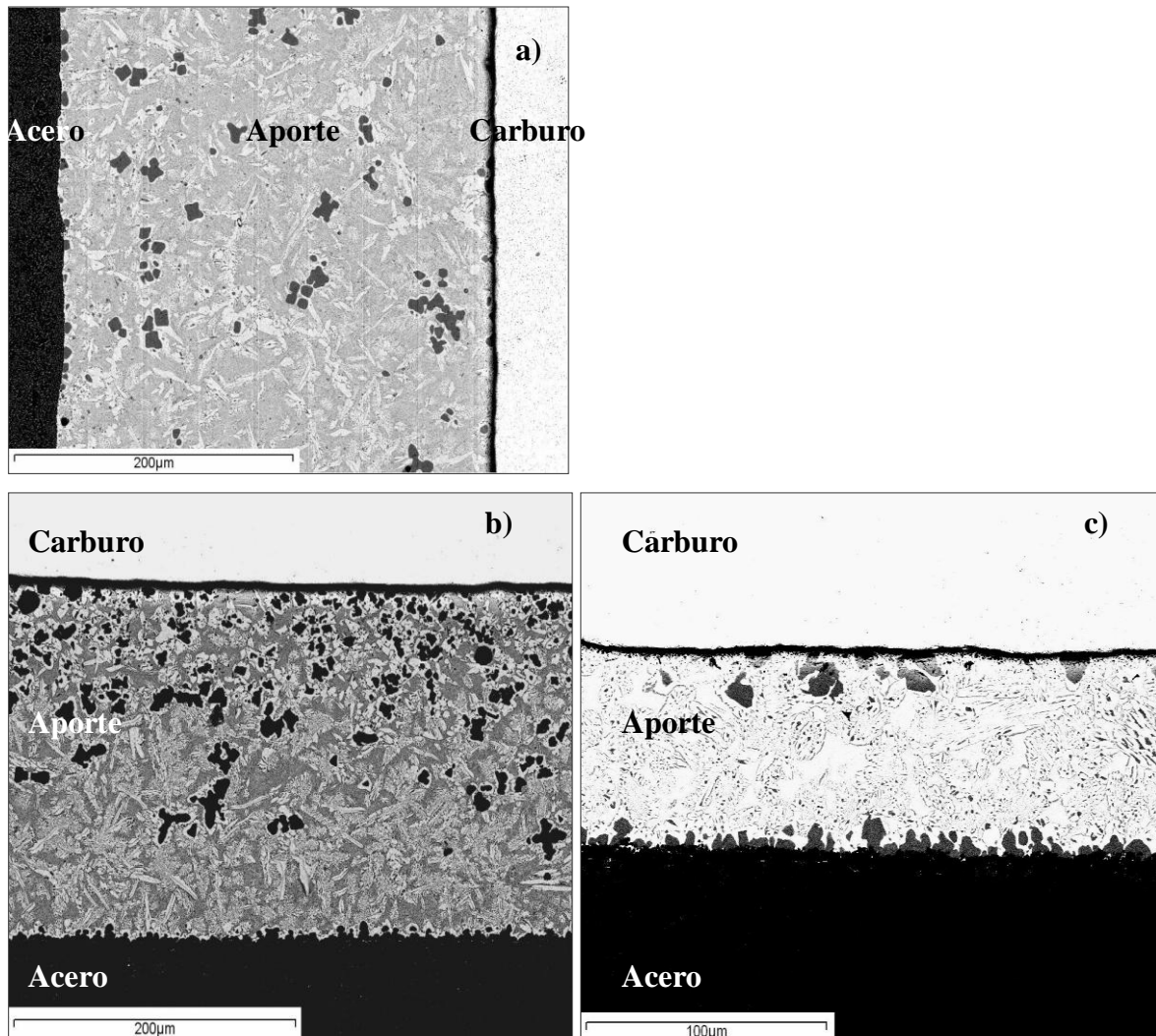
Las uniones realizadas en el horno nos permiten apreciar la mojabilidad y reacción en la intercara de los materiales. Los resultados de capilaridad y mojabilidad obtenidos se muestran en la figura 99, donde se puede apreciar como afecta la temperatura a estos parámetros.



**Figura 99. Extensión del material de aporte en la junta: a 750°C-15minutos**  
(a) Intercara Acero/aporte/WC-Co, (b) Poros en la intercara WC-Co/Aporte, y a 800°C-10minutos,  
(c) Intercara Acero/aporte/WC-Co y ángulo de mojado para gap 0.2 mm.

Para la temperatura más baja utilizada (750 °C), se observa una muy baja mojabilidad en el WC-Co, detectándose la presencia de poros en la intercara aporte-WC, no dando lugar a unión para los tiempos más bajos. Para el resto de temperaturas se obtiene mojado en ambas intercaras, siendo mayor la mojabilidad del metal de aporte en el caso del acero, al presentar un ángulo de capilaridad ( $\alpha'$ ) menor, en torno a 10° frente a las 23° en el caso del WC-Co. Sin embargo, en algunos casos fue detectada la falta de llenado a pesar de existir mojabilidad (defecto del filler).

Las intercaras de soldadura obtenidas para los diferentes ciclos de soldadura empleados se muestran en la figura 100, donde se puede apreciar cómo afecta a la difusión y formación de interfases.



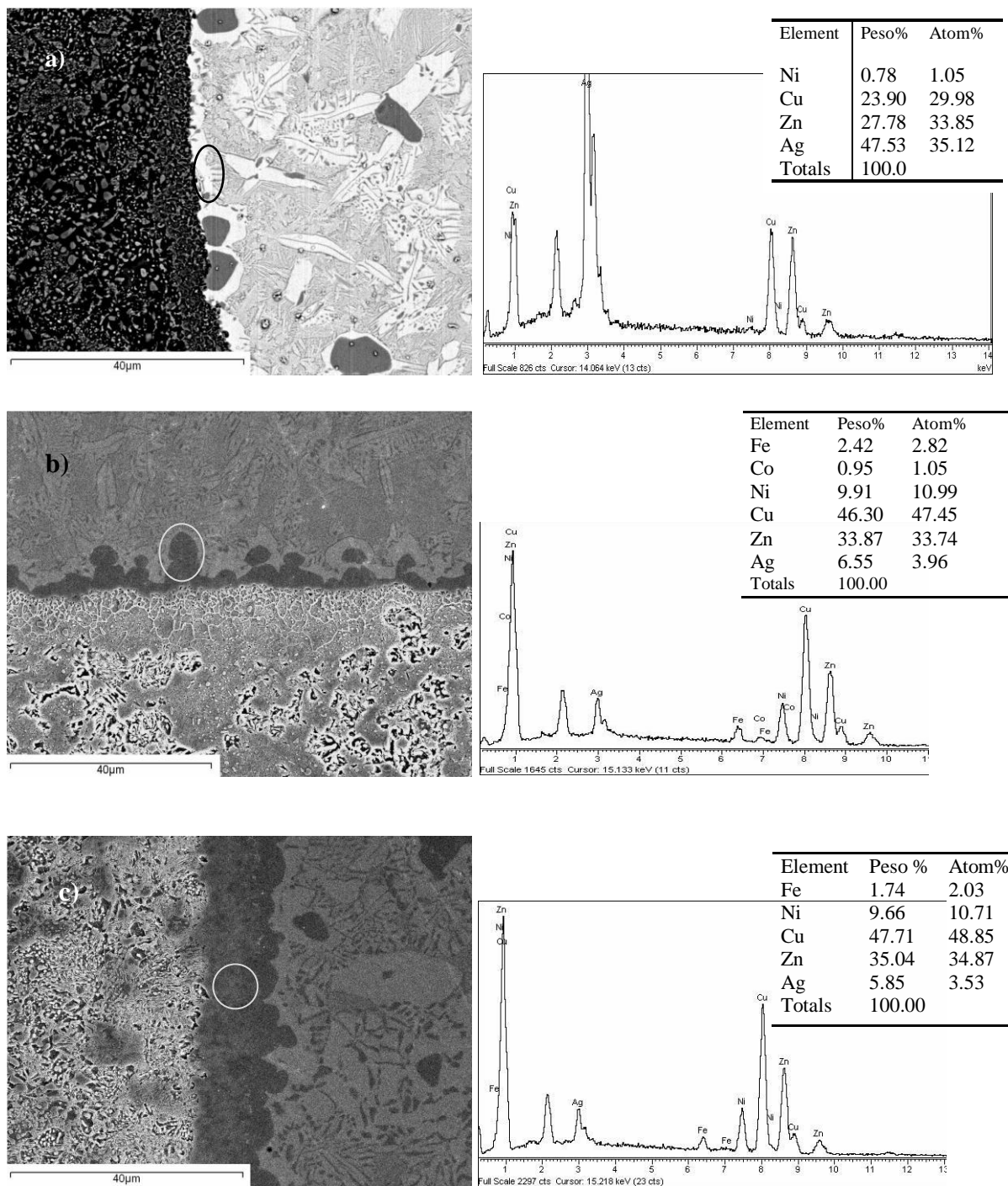
**Figura 100. Intercaras de las uniones Acero/Aporte/WC-Co  
(a) 750 °C, (b) 800 °C, (c) 850 °C.**



Se puede comprobar, cómo, al ir aumentando la temperatura de 750° a 850 °C en el ciclo de soldadura, se encuentran favorecidos tanto los fenómenos difusivos como la generación de fases de reacción en las intercaras de unión. Como consecuencia, se pueden observar dos zonas de reacción en la intercara de soldadura a través del metal de aporte, una en la interfase acero/aporte y otra en la interfase WC-Co/aporte. Se analizan a continuación en detalle, a mayor resolución y mediante análisis EDX, la evolución de las intercaras de reacción.

#### **a. Intercara acero/aporte**

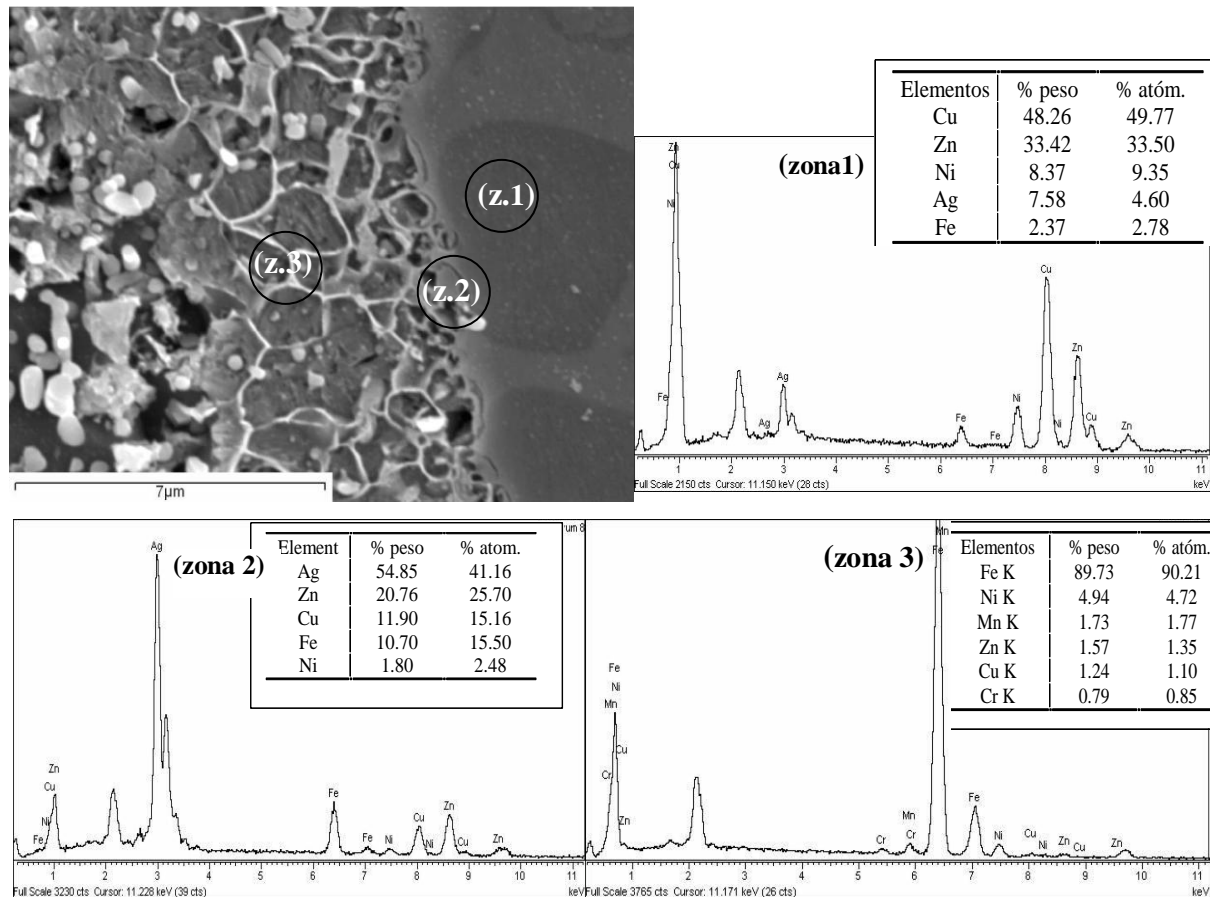
El espesor de la zona de reacción aumenta al aumentar la temperatura del ciclo, como se puede observar en la Figura 101, desde los 3  $\mu\text{m}$  a 750 °C hasta los 16  $\mu\text{m}$  para temperatura de 850 °C. La zona de reacción va enriqueciéndose en Fe, Ni y Co a la vez que desaparece el contenido en Ag.



**Figura 101. Imagen SEM de la zona de reacción acero/aporte**  
(a) 750 °C, (b) 800 °C (c) 850 °C.



En esta zona de reacción se produce la difusión de los elementos del intermediario hacia el acero, tanto del Cu como del Ni y Zn, al tiempo que se produce una difusión del elemento mayoritario del acero (Fe), hacia la interfase, tal y como muestran los análisis EDX de las diferentes zonas de la intercara acero/aporte de la Figura 102 y 3.103.

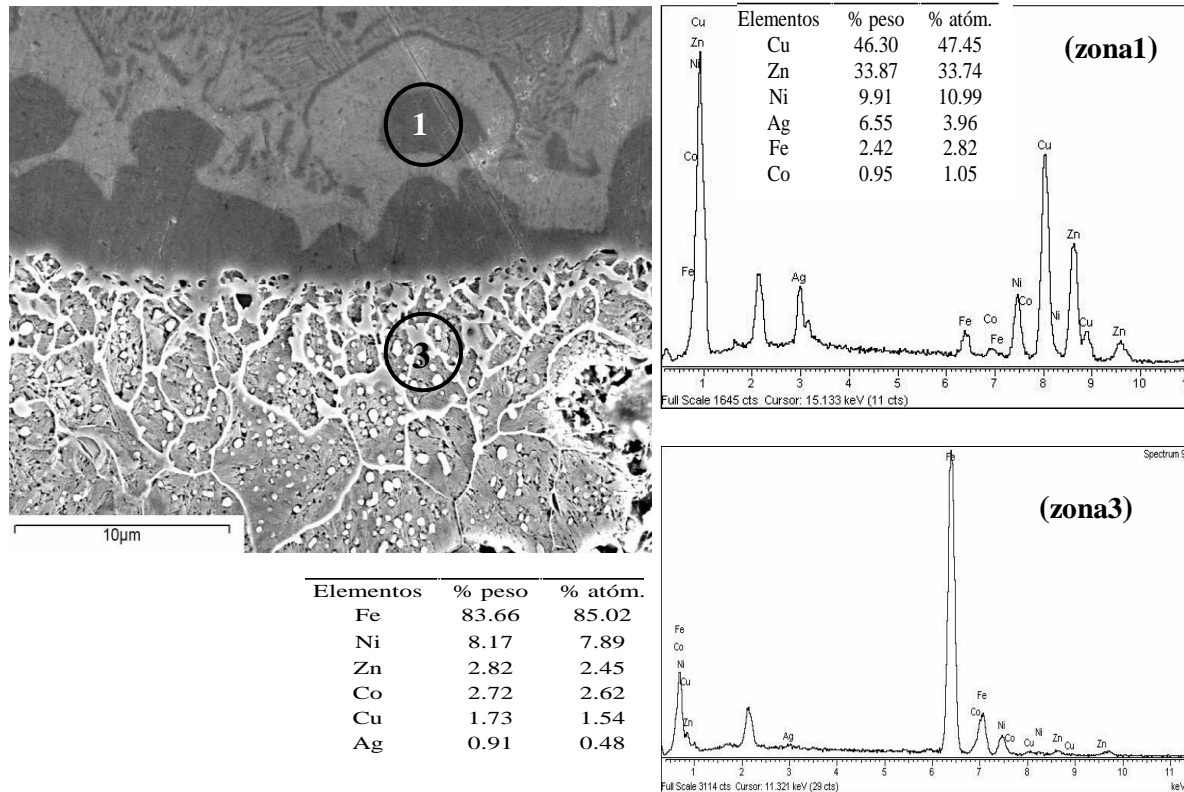


**Figura 102. Detalle SEM de la zona de reacción acero/aporte a 750 °C. Análisis EDX.**

En las zonas del material de aporte colindantes con el acero se observaron zonas oscuras (Figura 102 zona 1 y Figura 103 zona 1) cuyos elementos mayoritarios eran el Cu y el Zn del aporte con presencia de Ni y Ag y también Fe procedente del acero. Este tipo de zonas existen tanto a bajas como a elevadas temperaturas (750° y 800 °C). Sin embargo, a las temperaturas de ciclo más altas (850 °C), el hierro era encontrado junto al cobalto, proveniente de la intercara metal de aporte/WC-Co, ya que a estas temperaturas los fenómenos difusivos están muy favorecidos.

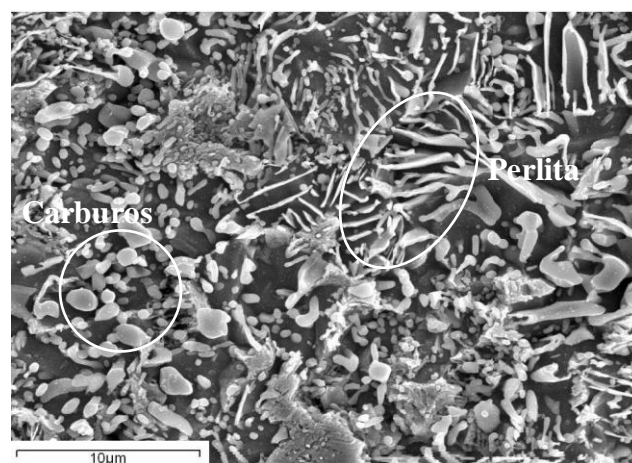
En la zona límite del metal de aporte (Figura 102 zona 2) se produce una alta concentración en Ag, junto con Zn y Cu del aporte, y Fe del acero (solución sólida).

En los límites de grano del acero (Figura 102 zona 3), no se observa presencia de Ag, no obstante, fue encontrado Ni, Zn y Cu del metal de aporte junto a Co difundido desde la intercara con WC-Co para los ensayos realizados a alta temperatura (Figura 103 zona3).



**Figura 103. Detalle SEM de la zona de reacción acero/aporte a 800 °C. Análisis EDX.**

Por otro lado, también se aprecian cambios microestructurales en el acero por efecto del tratamiento térmico provocado por el propio ciclo (Figura 104).



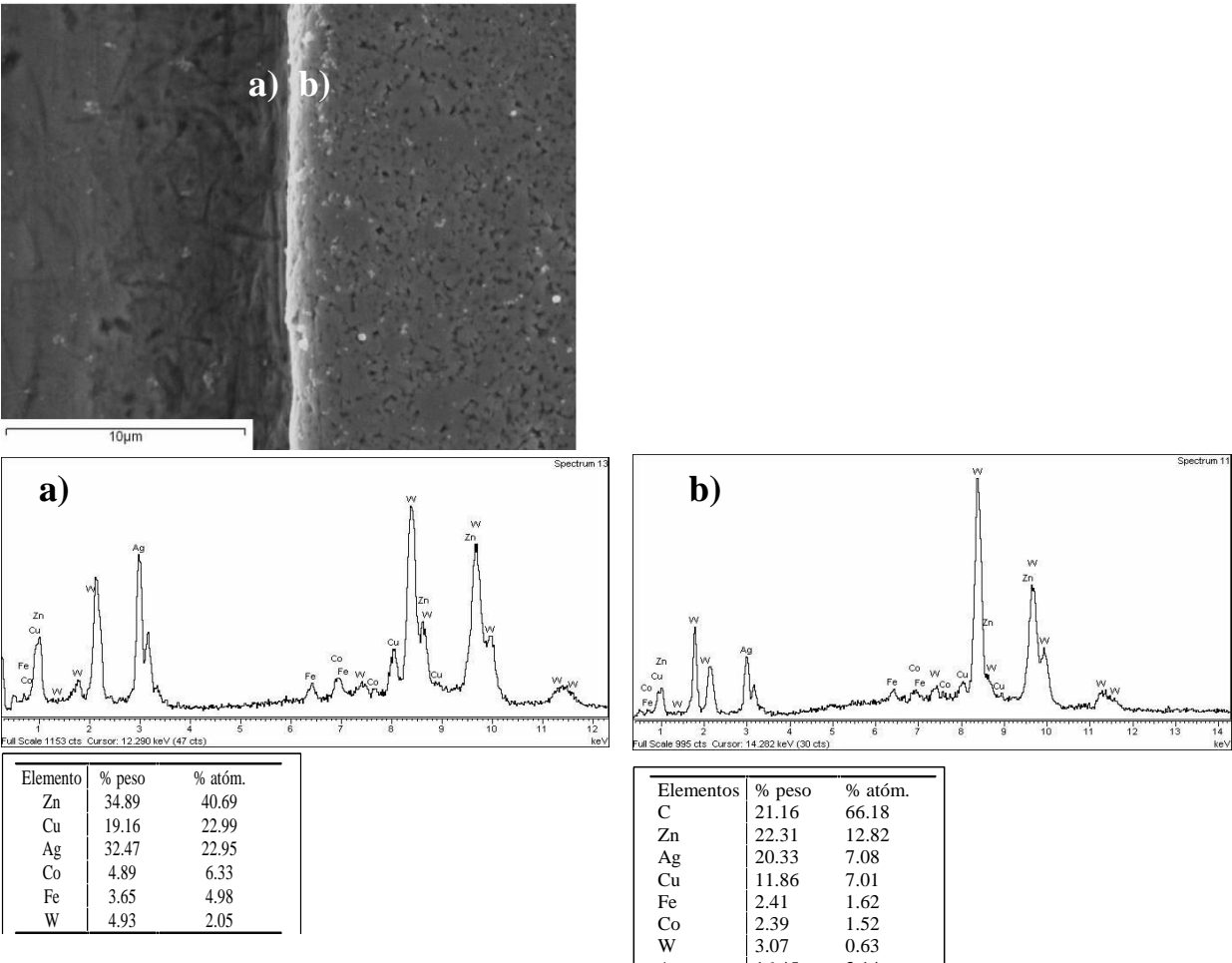
**Figura 104. Microestructura acero recocido 750 °C.**



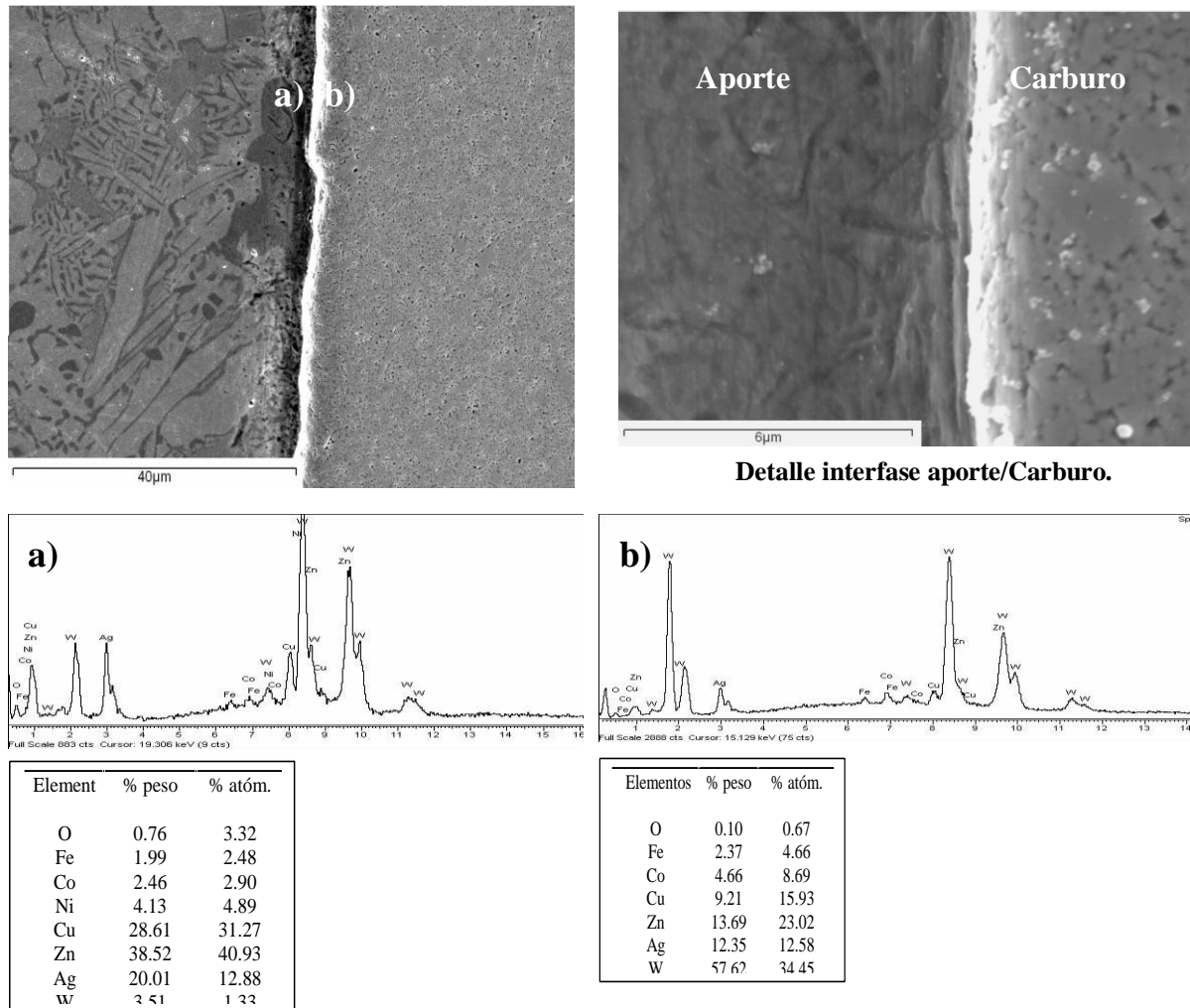
Al elevar la temperatura por encima de la temperatura de transformación eutectoide, se entra en el campo austenítico y, debido a la presencia de elementos gammágenos, como es el caso del Ni, las zonas donde ha difundido este metal, van a coexistir colonias de perlita aisladas, con precipitación de carburos durante el enfriamiento. Este hecho es más acentuado en la microestructura de las muestras soldadas a mayores tiempos (Figura 104).

**b. Intercara aporte/WC-Co**

En las zonas de la intercara de unión más alejadas del acero encontramos que, incluso a las condiciones de temperatura más baja utilizada, el Fe difunde a través del metal de aporte, hasta alcanzar la intercara aporte/WC-Co (Figura 105). El Co, presente en el metal duro, también difunde en sentido contrario al Fe hasta alcanzar zonas situadas en el acero como se observaba a 800 °C en la figura 103. Este fenómeno de difusión origina la formación de soluciones sólidas complejas formadas por Ni, Cu, Co, W y Fe.



**Figura 105. Imagen SEM de la zona de la interfase aporte/WC-Co (750°C). Análisis EDX (a) Aporte, (b) Metal duro.**



**Figura 106. Imagen SEM de la zona de la interfase aporte/WC-Co (850 °C) y detalle. Análisis EDX (a) Aporte, (b) Metal duro.**

En el análisis EDX de la zona de la intercara a 1µm del metal de aporte (Figura 106), se encuentra Co y W procedente del carburo, además de Fe. A una distancia de 1µm a la derecha de esta intercara, en la zona del WC-Co, se registra difusión de átomos de Zn, Cu y Ag desde el metal de aporte.

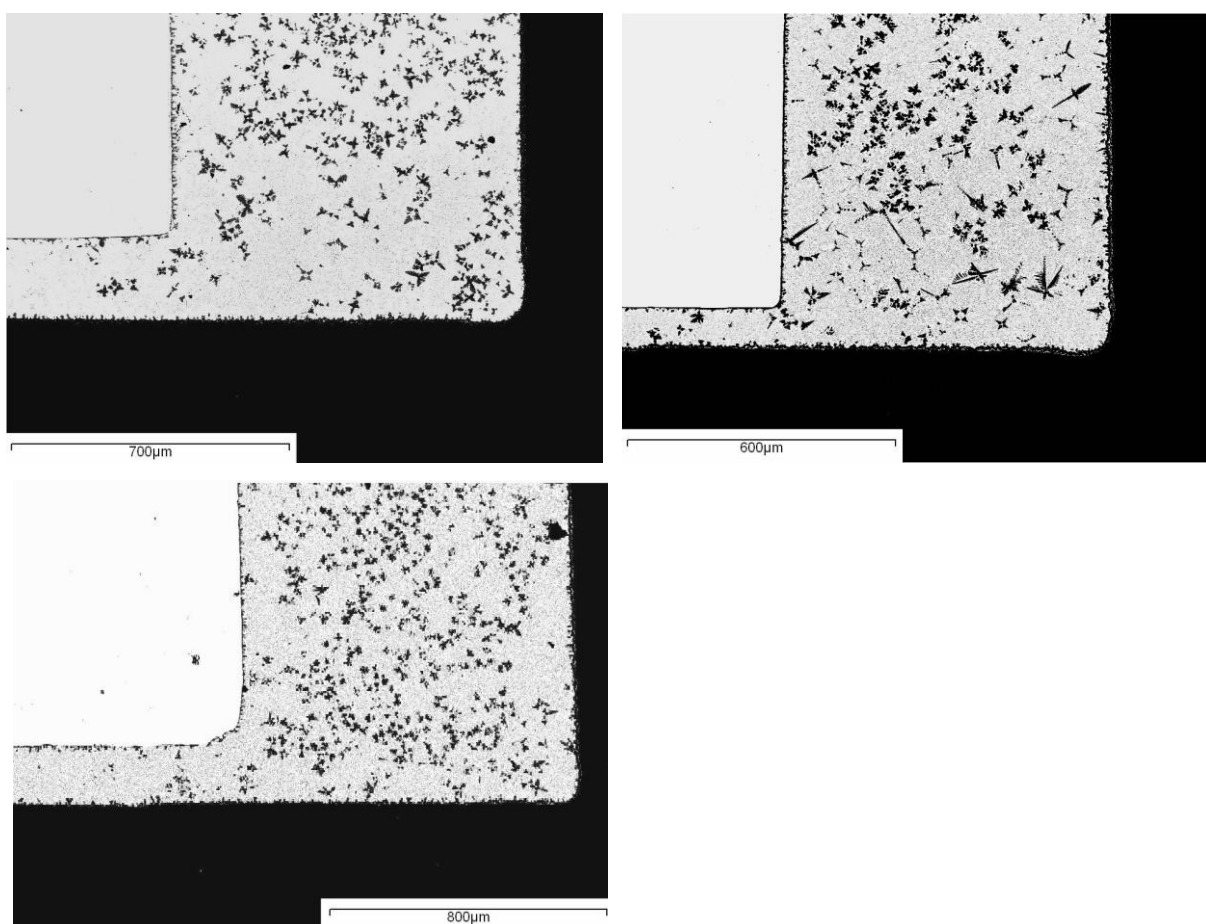
En ningún caso, ni los tiempos ni las temperaturas han sido lo suficientemente altos como para degradar microestructuralmente al metal duro, puesto que no se aprecian variaciones en la geometría poligonal de los granos de los mismos (Figura 106, detalle). Sin embargo, han sido suficientes para que se produzcan los fenómenos de difusión, puesto que se detecta la presencia de Co en el metal de aporte y en el acero, responsables de la generación de capas de reacción, consiguiendo la unión acero/aporte/WC-Co.



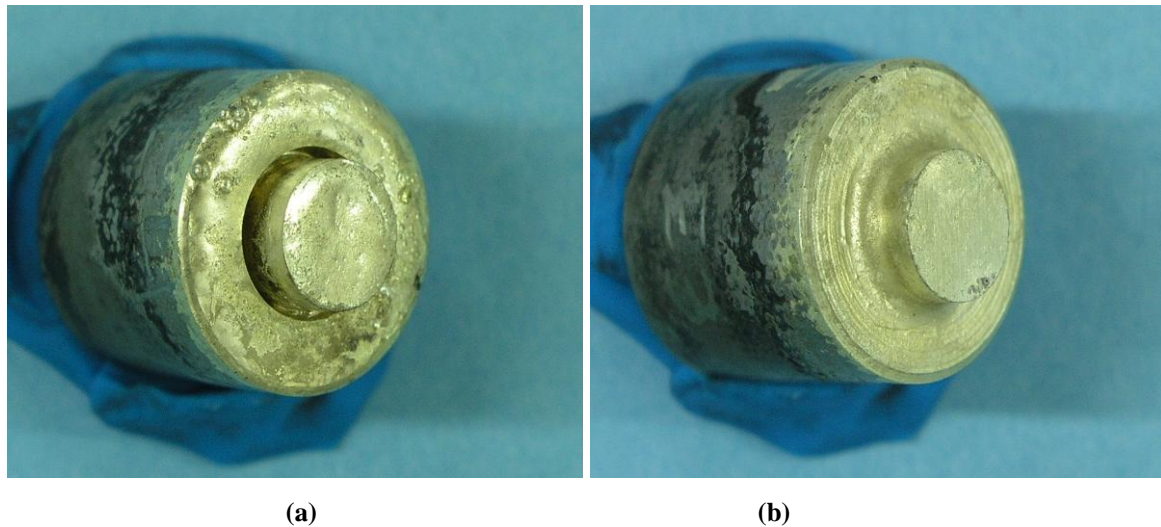
### 3.3.2. Ensayos de soldadura acero/WC-Co en horno de inducción

Los ciclos térmicos de soldadura empleados para la unión acero/WC-Co con la utilización de material de aporte (Apartado 2.3.2.2), han permitido determinar las condiciones óptimas del gap para el diseño de la unión, y las condiciones óptimas de temperatura para una buena mojabilidad, capilaridad y generación de reacción en las intercaras de soldadura.

Una distancia del gap óptima debe permitir a los gases que hayan quedado inicialmente atrapados en la junta, fluir al exterior. Por otro lado, el gap deberá ser lo suficientemente pequeño como para establecer una buena capilaridad del metal de aporte sobre las superficies de las piezas. El estudio para determinar el gap óptimo para los diseños ensayados, se realizó tanto macro como microscópicamente, según se muestra en las figuras 107 y 108 respectivamente.



**Figura 107. Imagen SEM de las zonas de unión (codo interno).**  
(a) 750 °C, (b) 800 °C, (c) 875 °C.



**Figura 108. Menisco observado tras soldadura bajo condiciones de (a) Falta de llenado, y (b) Llenado completo.**

Las juntas observadas por microscopía electrónica de barrido para los ensayos en el horno de inducción, muestran que la distancia óptima de gap para la unión corresponde a separaciones en torno a 200  $\mu\text{m}$ . Separaciones menores de 100  $\mu\text{m}$  dificultan la distribución del metal de aporte en la junta de unión por capilaridad. Por otro lado, un gap excesivamente grande influiría negativamente en la distancia alcanzada por los elementos difundidos, disminuyendo el grado de reacción.

### **Caracterización microestructural**

Analizando microestructuralmente las uniones obtenidas en el horno de inducción, se puede comprobar cómo, al ir aumentando la temperatura en el ciclo de soldadura, se encuentran favorecidos los fenómenos difusivos, aumentando las zonas de reacción en ambas intercaras.

A continuación se discuten las variaciones microestructurales del metal de aporte, así como las capas de reacción que se generan en las intercaras acero/metal de aporte y metal de aporte/WC-Co, por los ciclos de soldadura utilizados.

### a. Metal de aporte

Las fases constituyentes de la estructura eutéctica observada en el metal de aporte van modificándose, tanto composicional como morfológicamente, al aumentar la temperatura de los ciclos de soldadura y verse favorecidos los fenómenos difusivos. El compuesto intermetálico rico en Cu, más oscuro y ligero, observado en la figura 109, va enriqueciéndose y predominando, a medida que las dendritas de los otros compuestos ternarios disminuyen.

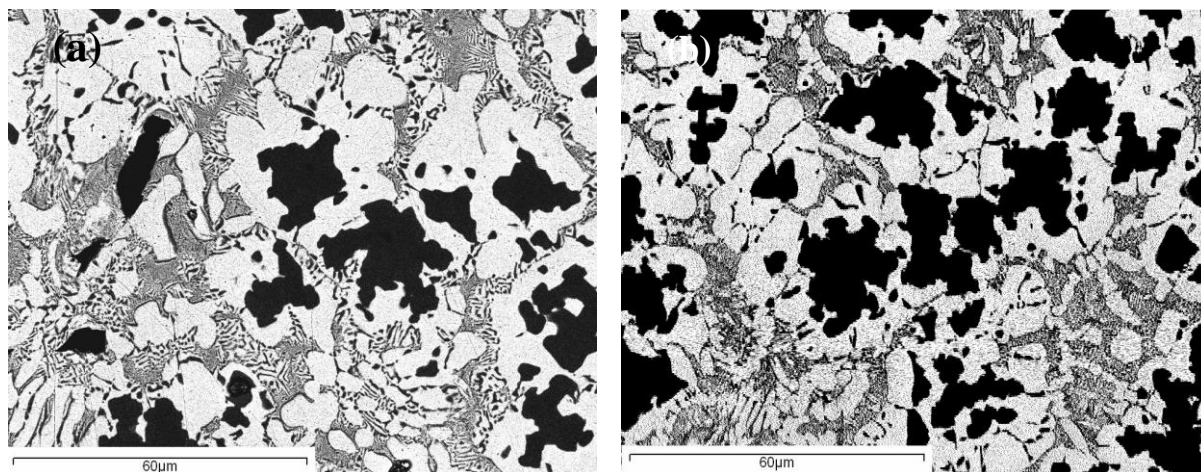
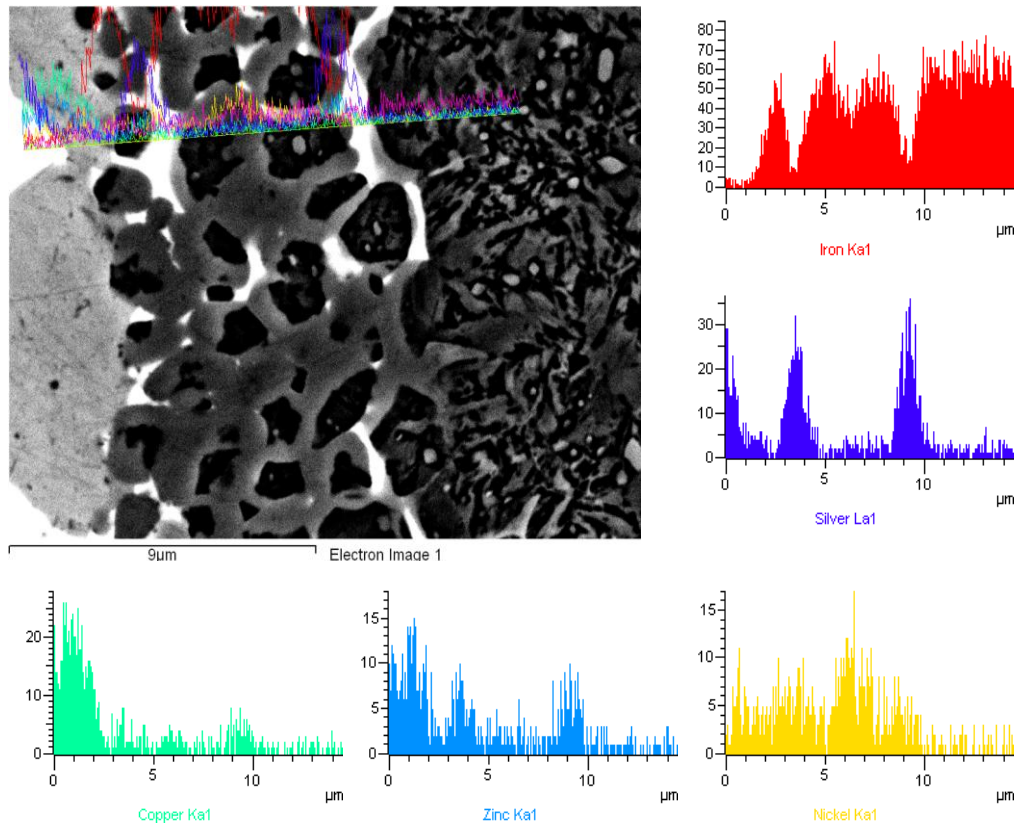


Figura 109. Imagen SEM del metal de aporte (a) 775 °C, (b) 875 °C.

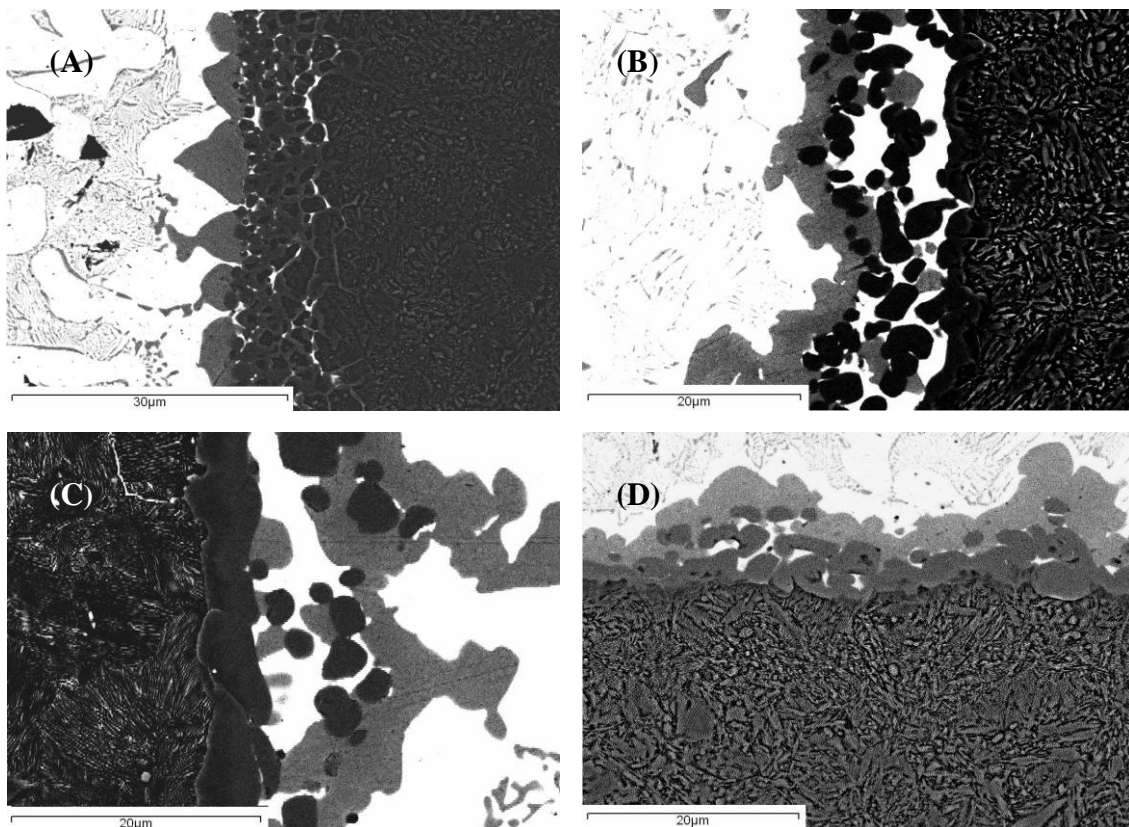
### b. Intercara acero/metal de aporte

El progreso de la reacción con la temperatura en la intercara acero/metal de aporte muestra como la Ag proveniente del metal de aporte comienza a difundir y reaccionar introduciéndose en el acero por los límites de grano, junto al Cu, Zn y Ni. La figura 110 muestra un intuitivo análisis cualitativo a lo largo de la zona de reacción en la intercara aporte/acero para 750 °C.

Al analizar composicionalmente la interfase de unión, en la figura 111A-D se observan las variaciones microestructurales de la intercara acero/aporte. En ellas se comprueba como, a medida que aumenta la temperatura, la reactividad aumenta, observándose el incremento de la zona de reacción. Se estudia en detalle mediante EDX la evolución de las tres fases observadas, blanca, negra y gris, de 800 a 825 °C.



**Figura 110. Detalle de la intercara aporte/acero 750 °C. Análisis cualitativos a lo largo de la línea marcada en la imagen SEM.**

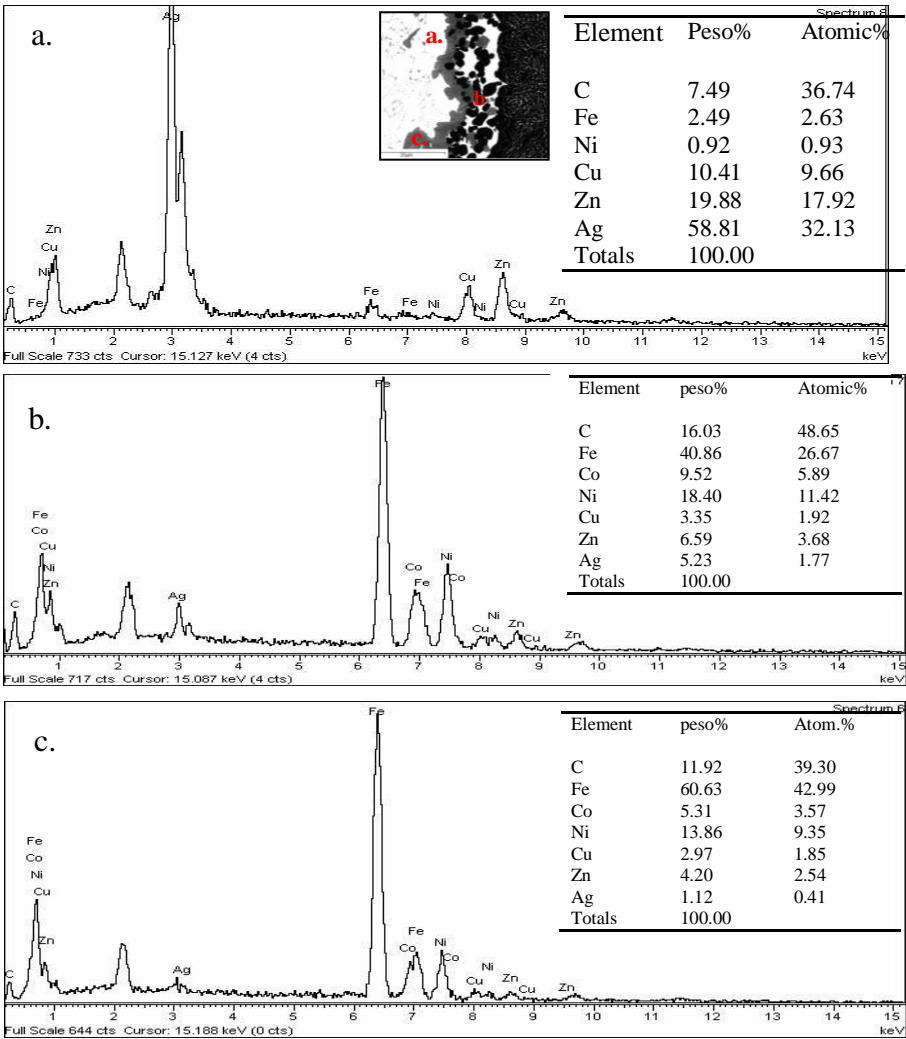


**Figura 111. Imagen SEM de la intercara acero/aporte (A) 750° (B) 800° (C) 825° y (D) 875 °C. (Degradación de la intercara).**



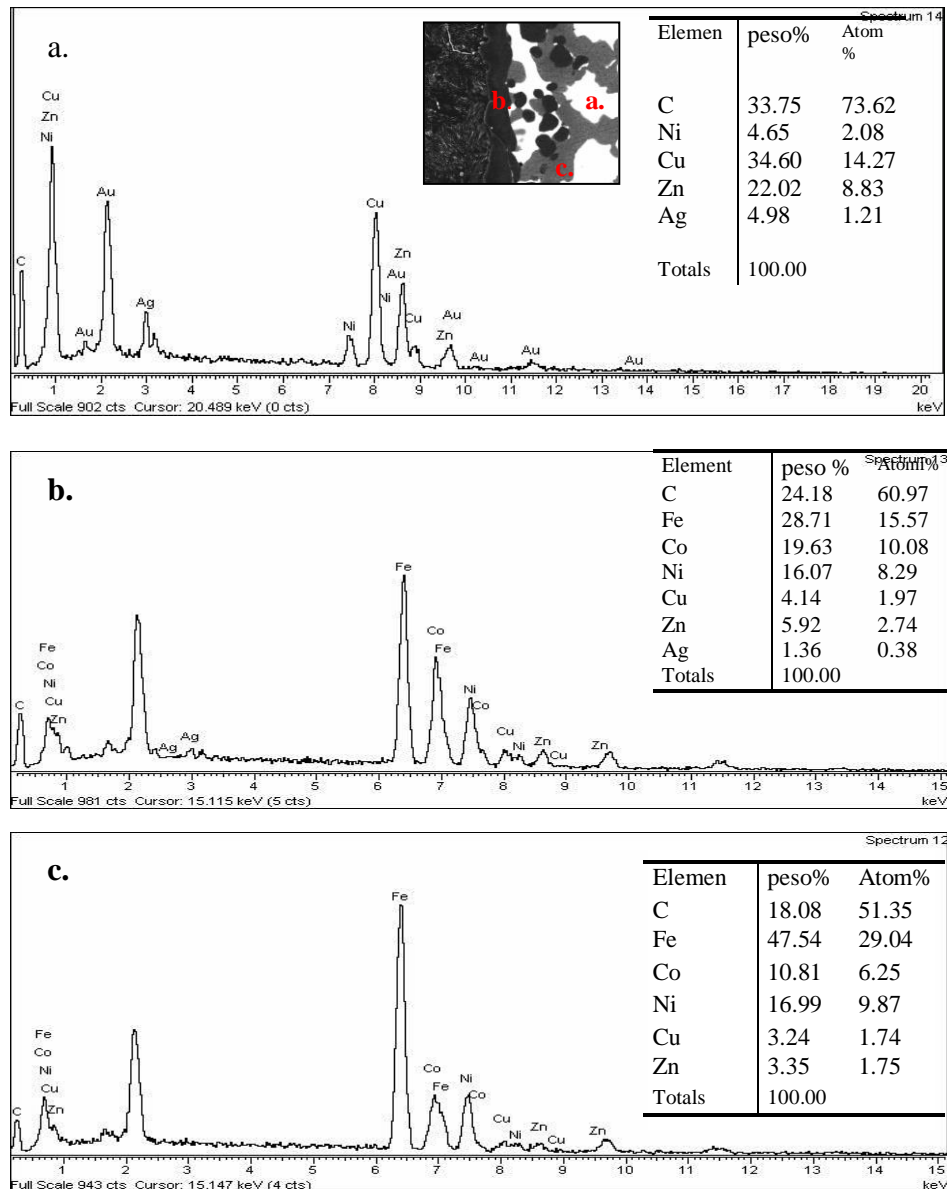


El análisis EDX (Figura 112) de las fases observadas para la temperatura de 800 °C, intercara reflejada en la figura 111B, muestra que la Ag se ha segregado (zonas blancas) desplazando al Fe (Figura 112a). Las otras dos zonas (grisáceas) son compuestos intermetálicos del Fe difundido junto a elementos del metal de aporte, Cu, Zn y Ni, y Co difundido desde el metal duro (Figura 112b-c).



**Figura 112. Análisis EDX de las zonas de la intercara acero/aporte tras ciclo de soldadura a 800° C, mostradas en la figura 111B; (a) zona blanca, (b) zona negra, (c) zona gris.**

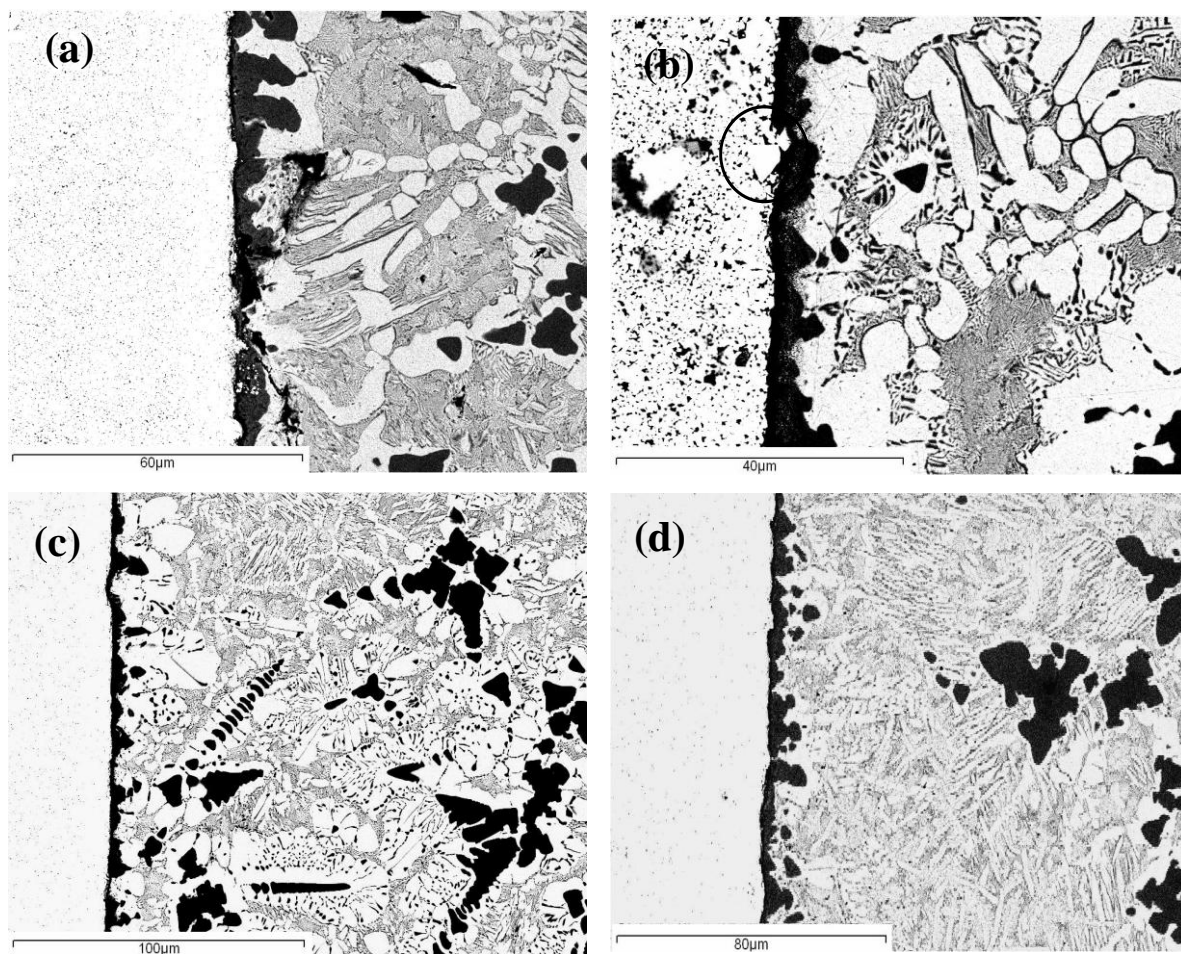
De acuerdo a este resultado y a las imágenes de la figura 111C-D, al aumentar la temperatura del ciclo hasta 825 °C y 875 °C, el compuesto de plata se enriquece, desplazando a todo el Fe, lo cual se comprueba en el análisis de las fases observadas para 825 °C (Figura 113a). Los otros dos compuestos, intermetálicos de Fe, se enriquecen, en cambio, en Co proveniente del metal duro y en Ni, Cu y Zn del aporte, desapareciendo de ellos la plata (Figura 113b-c). Por lo tanto, estas variaciones composicionales son mayores cuanto mayor es la temperatura del ciclo utilizado.



**Figura 113. Análisis EDX de las zonas de la intercara acero/aporte tras ciclo de soldadura a 825 °C mostradas en la figura 111C; (a) zona blanca, (b) zona negra (c) zona gris.**

### c. Intercara Aporte/metal duro

En la intercara del metal de aporte con el metal duro se observa una reacción en fase líquida, con formación de dendritas en el aporte (Figura 114a-d). Esta microestructura está asociada a la nucleación heterogénea de la fase primaria (Cu) que se ve favorecida durante la solidificación del líquido eutéctico (metal de aporte), disminuyendo este fenómeno desde 800 °C hasta 875 °C (Figura 114d).

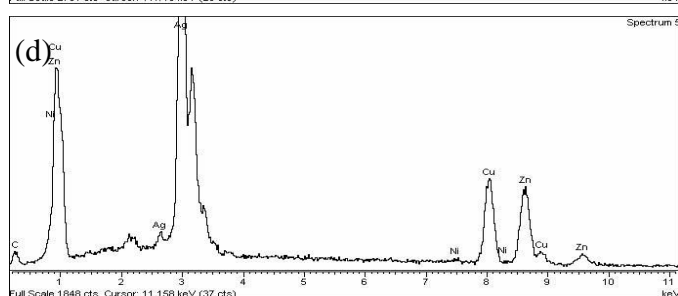
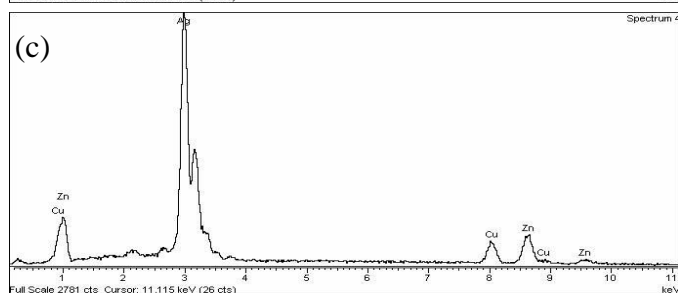
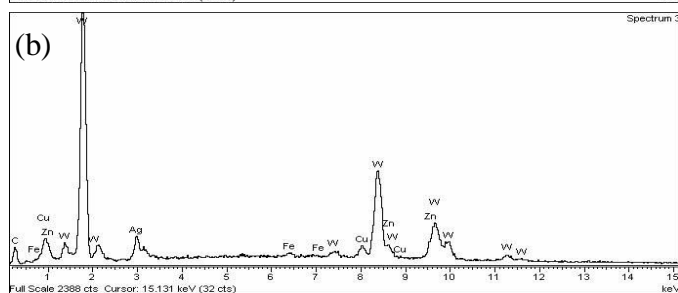
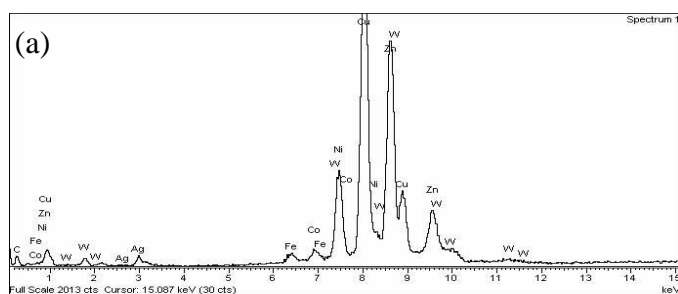
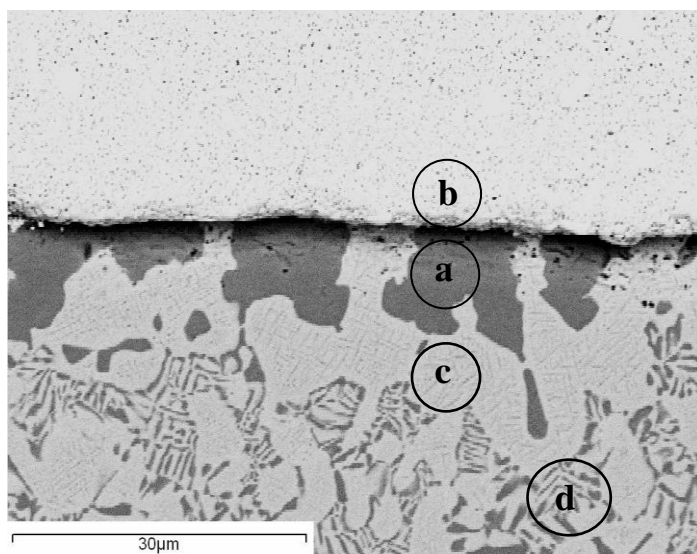


**Figura 114. Imagen SEM de la intercara WC-Co/aporte:**

**(a) 750 °C, (b) 775 °C, (c) 800 °C, (d) 875° C.**

A la temperatura de 775 °C se observa como el carburo de wolframio empieza a reaccionar con el metal de aporte (zona marcada en la figura 114b), por reacción del Ni con el carburo de wolframio, así como otros elementos procedentes del mismo (Cu y Zn).

Los resultados del análisis EDX de las fases encontradas en la intercara a más alta temperatura (875 °C) son los mostrados en la figura 115. El microanálisis de la fase primaria (Cu) muestra la presencia de Cu, Zn y Ni con Fe y Co (Figura 115a). De nuevo se comprueba como el Fe ha difundido desde el acero hasta el WC-Co (Figura 115b). Además se deduce la existencia de una tercera zona (Figura 115c) con un importante porcentaje del metal de aporte composicionalmente constituido por Ag, Cu y Zn. Sin embargo en las zonas más alejadas de la interfase WC-Co/aporte, este último se encuentra ya combinado con elementos como el carbono, como consecuencia de la difusión, pero prácticamente en su estado composicional inicial (Figura 115d).



**Figura 115. Imagen SEM de la intercara WC-CO/aporte. Análisis EDX de las zonas a) fase primaria (Cu), b) metal duro, c) claras, d) rayadas.**



### 3.3.3. Ensayos mecánicos

#### 3.3.3.1. Ensayos de Dureza

Se realizaron medidas de dureza Vickers en cada una de las probetas sometidas a los diferentes ciclos de soldadura, con el fin de establecer la variación de propiedades en función de la temperatura de ensayo. La variación de los valores de dureza es función de la microestructura de las interfases y son proporcionales a los valores de resistencia mecánica del material.

El perfil de dureza cae desde los altos valores del metal duro, 1500 HV, hasta 200 HV del metal de aporte, ascendiendo a continuación en la intercara con el acero, pero con una tendencia más suave, hasta los 1000 HV (Figura 116). Se observa que en la intercara WC-Co/metal de aporte la dureza aumenta desde 775 °C hasta 875 °C, siendo la dureza media la correspondiente a 800 °C. Cabe esperar que para las temperaturas más bajas la resistencia sea menor que para altas temperaturas, pero para éstas, la fragilidad es mayor, por ello 800 °C será la temperatura óptima.

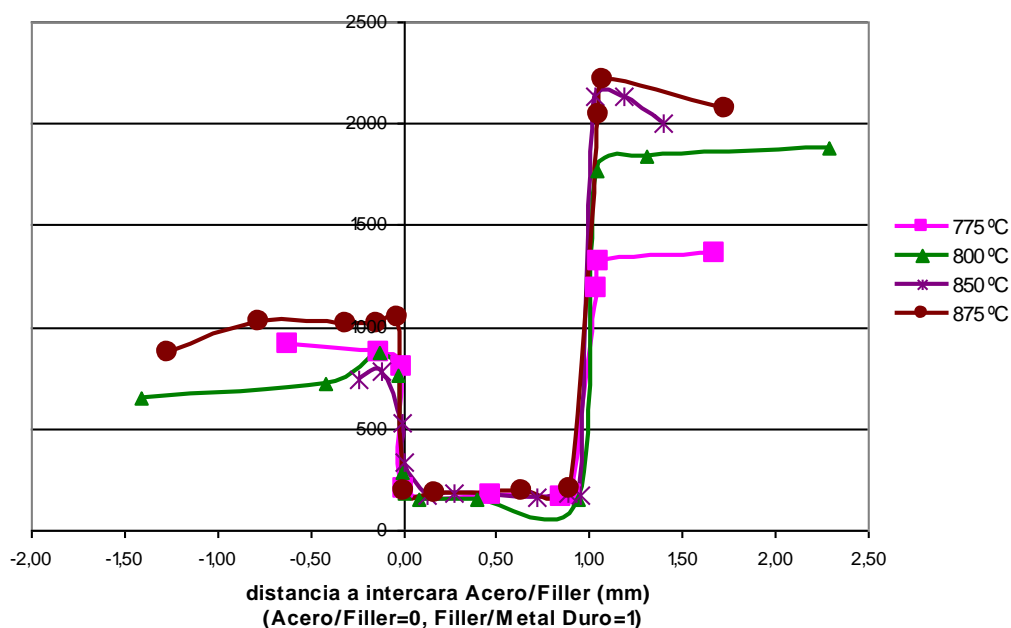


Figura 116. Perfil de dureza en la junta de unión. (Acero/aporte/WC-Co).

Según el ciclo térmico de soldadura/enfriamiento, en el acero se obtienen diferentes microestructuras. La estructura más blanda se consigue después de un enfriamiento en horno, donde se alcanza la microestructura de equilibrio. Mientras que después del temple (en aceite) se obtienen transformaciones martensíticas que confieren gran dureza al acero. Los valores

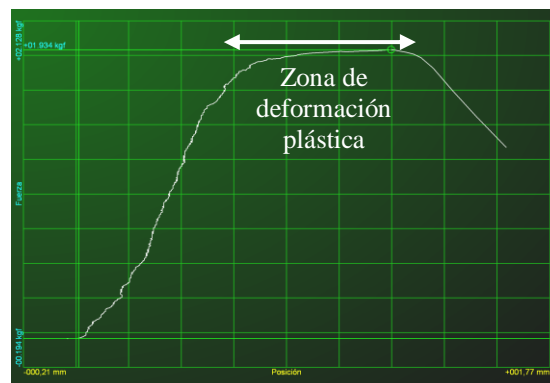
intermedios dependen de las transformaciones de fase que tienen lugar durante el enfriamiento y los fenómenos de precipitación de fases duras, como en el caso de los carburos.

En la intercara aporte/WC-Co, al aumentar la temperatura del ciclo de soldadura se favorece la difusión de los elementos del metal de aporte al metal duro, e incluso llega a difundir el Fe desde el acero. En cambio, el Co, cementante del metal duro, se segrega hacia el aporte y hacia el acero. Como consecuencia de ello, la interfase metal de aporte/metal duro se endurece por formación de soluciones sólidas al aumentar la temperatura.

En el metal de aporte no se han observado variaciones en los valores de dureza, debido a que siempre la Ag es el elemento mayoritario y el fenómeno de endurecimiento con la temperatura es muy pequeño. La temperatura de soldeo óptima se corresponde con aquella que proporcione los valores intermedios de dureza, tanto en el acero como en el metal duro. Dado que sus variaciones son diferentes, debemos establecer un compromiso entre ambas. Por ello se determina como óptima temperatura la de 800 °C. Variaciones superiores de dureza implicarían una mayor fragilización de las intercargas de unión con la consiguiente pérdida de tenacidad.

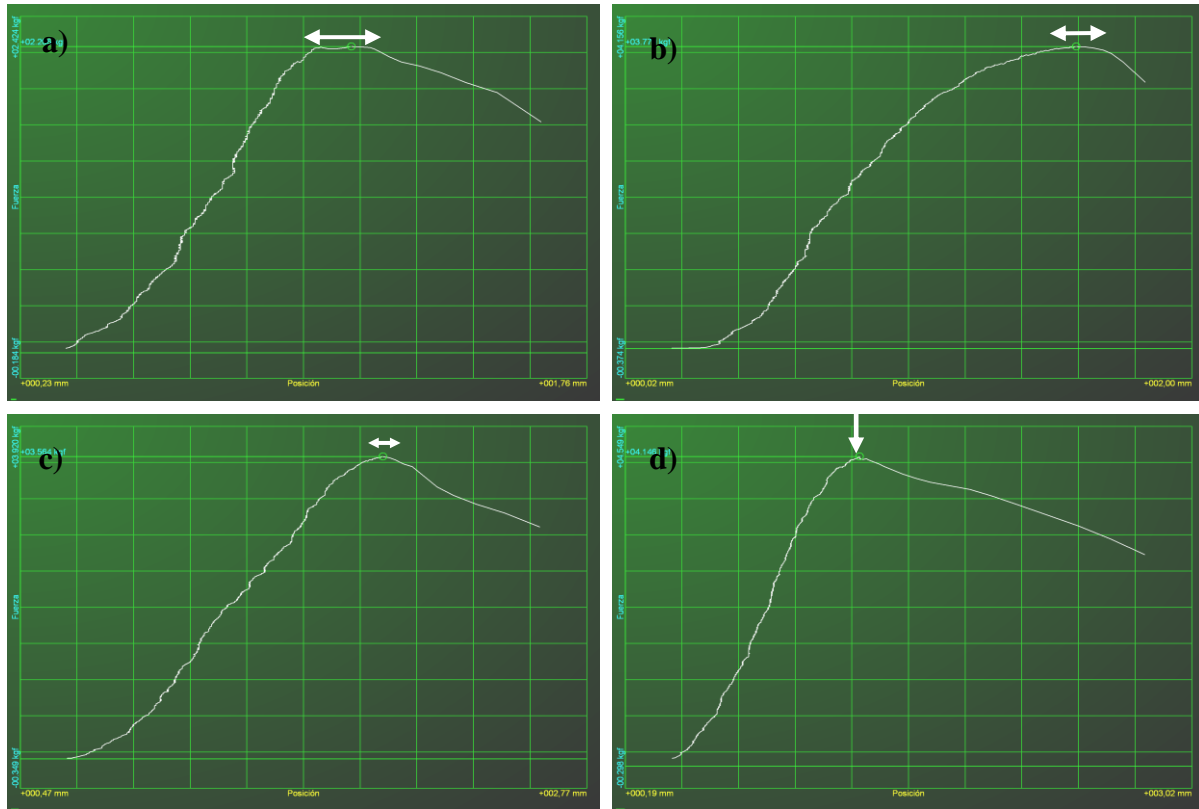
### 3.3.3.2. Ensayos de Cizalla

Las curvas obtenidas en los ensayos de cizalla muestran una región de deformación inicial elástica lineal, fracturando tras una breve región de deformación plástica producida en la junta por el metal de aporte/WC-Co (Figura 117).



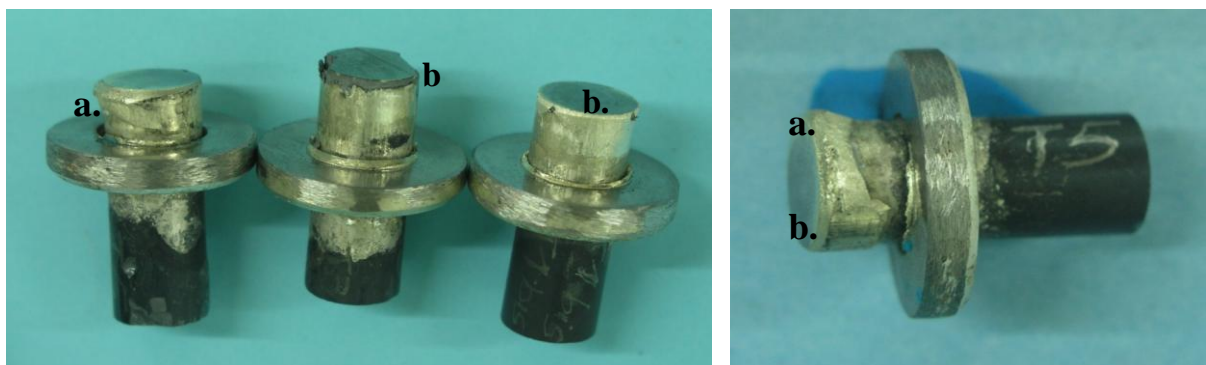
**Figura 117. Gráfica tensión-deformación, ensayo probeta soldada a 800 °C.**

Las curvas de esfuerzo-deformación en el resto de condiciones de soldadura para los ensayos de cizalla a temperatura ambiente se muestran en la figura 118. Se puede observar en estas gráficas cómo la plasticidad disminuye desde 775 °C hasta 875 °C, lo que indica que el aumento de temperatura fragiliza las intercaras de unión.



**Figura 118. Curvas esfuerzo-Deformación. Imágenes del programa informático de ensayos de cizalla: (a) 775 °C, (b) 825 °C, (c) 850 °C, (d) 875 °C.**

La superficie de fractura es típicamente frágil con una pequeña zona de inicio por fractura dúctil. El fallo se produce inicialmente de forma dúctil (Figura 119a) en la intercara acero/aporte, propagándose rápidamente de forma frágil (Figura 119b), por fallo en la intercara WC-Co/aporte, zona que presenta la mayor diferencia de dureza.



**Figura 119. Imagen de superficies de fractura: (a) Dúctil, (b) Frágil.**

La evolución de la resistencia máxima a la fractura con la temperatura se recoge en la figura 120. Se comprueba que los valores de tensión máxima a rotura son conseguidos a 800 °C. Se observa un incremento de la tensión máxima con la temperatura hasta los 800 °C para disminuir después con ésta, permaneciendo constante desde 825 °C hasta 875 °C.

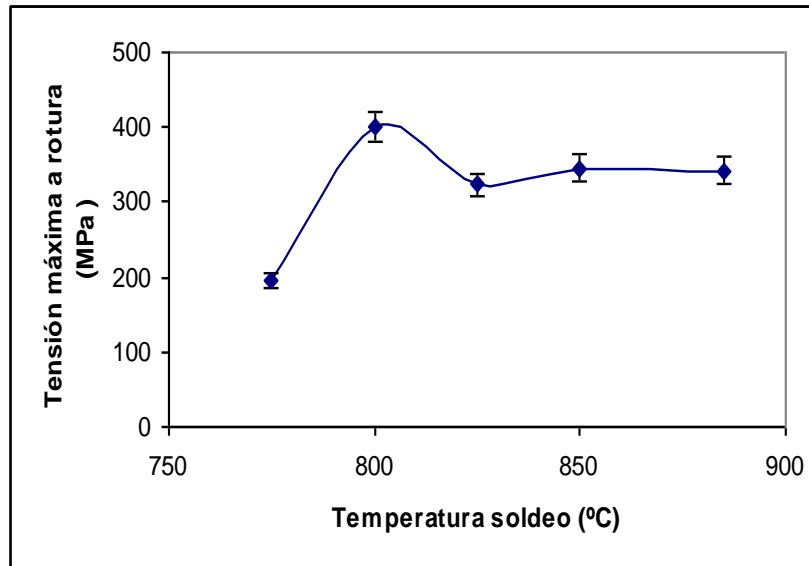


Figura 120. Gráfica  $\sigma$  máx. a rotura vs temperatura de soldeo.

Para temperaturas inferiores tanto los fenómenos difusivos como los cambios microestructurales del acero no están favorecidos, lo que repercute en una generación de interfases incompleta.

Para los ciclos de soldadura llevados a cabo en condiciones térmicas por encima de los 800 °C, las tensiones obtenidas son menores pero son prácticamente constantes en todo el rango de temperatura. Este hecho es debido fundamentalmente a dos fenómenos. Por un lado, las cinéticas de difusión son mayores por lo que las intercaras de reacción están más ancladas y por otro está favorecida la formación de fases frágiles, que conlleva a una disminución en los valores de tenacidad de la unión.



### 3.4. VALIDACIÓN DE RESULTADOS DE SIMULACIÓN

#### 3.4.1. Validación del modelo asumido

De acuerdo a los antecedentes expuestos en la revisión bibliográfica contemplada para este estudio, un punto de partida en la simulación MEF es realizar un adecuado análisis de convergencia. El estudio de convergencia realizado en este trabajo muestra la necesidad de refinar la malla hasta el orden de unos 23000 elementos. Teniendo en cuenta que el área del cordón de soldadura para el diseño de grosor lateral 0.7 mm con el que aquí se trabaja es de aproximadamente 4 mm<sup>2</sup>, y estimando una zona de refinamiento de malla de unos 6 mm<sup>2</sup>, el tamaño aproximado de elementos empleado es de 0.018 x 0.018 mm. Este valor es muy inferior al tamaño medio encontrado en el análisis bibliográfico. De acuerdo al fundamento matemático del simulador este aumento del número de elementos ha ido acompañado de un aumento en los resultados de tensiones generadas. Efectivamente, en este estudio se han obtenido tensiones residuales del orden de GPa, lo cual contrasta con la bibliografía consultada en la que las tensiones son del orden de cientos de MPa.

La zona débil de la unión por concentración de tensiones coincide con el material de aporte, siendo la intercara crítica la compartida con el carburo, generándose los nodos más críticos en la intercara de la superficie. Esto es coherente con los estudios consultados realizados hasta la fecha.

Validamos, en una primera instancia, el modelo bidimensional y las consideraciones sobre el comportamiento mecánico de los materiales asumidas para llevar a cabo el análisis.

#### 3.4.2. Correlación entre experimentos y cálculos

Comprobamos que los resultados experimentales microestructurales presentan una gran complejidad en comparación con los parámetros introducidos en el simulador.

Experimentalmente se produce difusión, reacción y disolución de los elementos constituyentes de los materiales en la zona de soldadura e intercaras. La zona de reacción central del material de aporte presenta una fase rica en cobre y otra rica en plata inmersas en una matriz eutéctica de AgCuZn. En la zona de reacción acero/aporte se produce difusión de elementos: Cu, Zn y Ni hacia el acero, Fe hacia el aporte, Ag por el límite de grano del acero y Co desde el metal duro. Con un aumento en los valores de temperatura se favorece la formación de compuestos de Fe-Ni. En la zona de reacción aporte/WC-Co se produce una reacción en fase líquida con disolución parcial del

WC-Co. Se comprobó que estas reacciones efectivamente aumentan con la temperatura, provocando primero una mejora de las propiedades de la junta y después un debilitamiento de la misma debido al crecimiento y formación de fases intermetálicas.

En la construcción del modelo de simulación no se ha tenido en cuenta la formación de estos compuestos intermetálicos, ni las reacciones en fase líquida que pudieran modificar las propiedades de los materiales en juego, en zonas próximas a la soldadura. A pesar de ello, al contrastar ambos resultados, experimentales y de simulación, se puede concluir que existe una clara correlación y que la simulación realizada ha permitido el estudio con éxito del estado tensionado de la pieza.

Los resultados experimentales de dureza coinciden con los resultados simulados en que es la intercara carburo/aporte la más crítica, por el cambio abrupto en los valores de dureza.

En los ensayos a cizalla de las piezas seccionadas se obtuvo fallo y fractura de las mismas con inicio en la intercara acero/aporte, zona de unión junto al codo interno de soldadura susceptible de fallo por deformaciones plásticas durante la simulación. La propagación rápida de las fisuras, a través de la intercara aporte/carburo, se asocia a fractura de tipo frágil.

Ambos resultados, inicio y propagación del fallo, se pueden explicar en base a la predicción de la simulación. Tras el estudio de la distribución de tensiones del apartado 3.2.2, se concluye que la intercara acero/aporte, a pesar de encontrarse sometida a tensiones de tracción progresivas, no destacaba por ser crítica. Sin embargo, la simulación predice defectos por deformación plástica del acero en el interior de la pieza bajo la unión soldada, lo que supone la existencia de defectos de difícil predicción, como son por ejemplo, la aparición de fisuras internas. Son estos posibles defectos los que pueden propiciar el inicio del fallo de la soldadura en la intercara del acero. Por otro lado, la simulación predijo que, de producirse un fallo, la fractura se propagaría rápidamente por elementos del aporte y su intercara con el carburo dado los grandes gradientes de tensión que contiene y los altos valores a tracción que soporta el aporte, material de menor módulo elástico. Esto se confirma experimentalmente.

De este modo se afirma que la simulación realizada en dos dimensiones proporciona resultados de interés, permitiendo predecir el fallo de la pieza y la explicación de los resultados experimentales.

### 3.4.3. Validación del MEF como herramienta predictiva

La validación experimental de las simulaciones realizadas convierte a la herramienta de simulación por elementos finitos en una poderosa herramienta de predicción de comportamientos, lo que facilita el estudio de las condiciones óptimas para minimizar la probabilidad de fallo, afinando la eficiencia del diseño y la eficacia del proceso.

La simulación, que parte de establecer las características de cada material y diseñar la celda, facilita el estudio del estado tensionado y conduce a establecer la calidad de la unión y sus zonas críticas trabajando con dos variables, la temperatura y el espesor del intermediario.

En base al estudio de simulación realizado sobre la influencia de la temperatura de soldeo, podemos concluir que a mayor temperatura mayores estados de tensión experimentan las zonas declaradas como críticas, es decir, la interfase carburo/aporte de la superficie referente a su estado de tensiones y la región del acero bajo la unión lateral en cuanto a las deformaciones permanentes que sufre durante el enfriamiento. Sin embargo, hay que tener en cuenta que, como ha mostrado el estudio experimental, la temperatura gobierna otros factores no evaluables mediante la simulación realizada en este estudio.

El estudio de la influencia del gap en el estado de tensiones residuales generadas proporciona interesantes resultados. Se deduce un intervalo óptimo de valores de gap lateral para el diseño analizado entre 0.5 - 0.7 mm. Para estas condiciones, tanto las deformaciones máximas producidas como las tensiones máximas asociadas, se ven minimizadas. Este resultado es especialmente relevante pues afecta a la zona declarada como crítica, por posible inicio de fallo en la superficie de la unión, elementos del carburo a tracción en su intercara con el aporte a tracción y cortadura.





#### **4. CONCLUSIONES**

---



## 4. CONCLUSIONES

Atendiendo a los resultados obtenidos, se pueden llegar a las siguientes conclusiones:

### SIMULACIONES MEF 90MnCrV8/APORTE/METAL DURO

1. Los resultados obtenidos con el simulador ANSYS 9.0 proporcionan una buena información acerca de la distribución de tensiones residuales en torno a la zona de soldadura y permiten realizar previsiones válidas en cuanto al fallo y comportamiento de la misma.
2. Por simulación numérica, el análisis térmico establece que el material de aporte soporta las mayores deformaciones elásticas durante el enfriamiento mientras el acero sufre deformaciones plásticas localizadas.
3. La deformación del intermediario se produce a lo largo de todos sus elementos en la interfase con el carburo, siendo especialmente relevante en los codos externo e interno de la unión.
4. Los resultados de la simulación tras análisis estructural, indican que la zona más débil de la unión corresponde al aporte y a la intercara con el carburo debido a la concentración de tensiones. El aporte se encuentra sometido a tracción longitudinal a lo largo de toda la unión, presentándose un carburo comprimido en las proximidades de la misma.
5. La intercara aporte/cermet presenta una línea de tensiones normales igual a cero (línea neutra) que afecta a los primeros nodos del carburo en contacto con el material de aporte en la zona de soldadura lateral, y a los primeros nodos del aporte en contacto con el cermet en la zona de soldadura de su base.
6. En la superficie de la unión se produce una inversión de tensiones, apareciendo máximos de tensión a tracción en la intercara del carburo. Esta misma zona, presenta máximos valores a cortadura y a tracción sobre el aporte. Todo ello convierte a este codo externo en crítico y susceptible de fallo.
7. La intercara acero/aporte presenta una distribución progresiva de tensiones normales a tracción que se hacen máximas sobre el aporte.



8. La simulación presenta nodos críticos en el ángulo interior de la unión por concentración de tensiones a cortadura que alcanzan a elementos del acero provocando su deformación plástica, lo cual pone en peligro la estabilidad dimensional de la pieza.
9. La deformación permanente de elementos del acero bajo el codo de unión interno se agudiza con el aumento de la temperatura de simulación, aunque más marcadamente para diseños de gap menores de 0.33 mm.
10. La distribución de tensiones simulada indica riesgo de inicio de fractura en la superficie por fallo de la intercara carburo/aporte, debido a la concentración de tensiones a tracción y cortadura. La propagación de la fractura se produciría a través del aporte debido a su estado traccionado o bien por la intercara con el carburo debido al gran gradiente de tensión que soporta.
11. El simulador detecta la influencia de la variable temperatura en el aumento del estado tensionado de la pieza, afectando más sensiblemente a la intercara crítica aporte/cermet.
12. La simulación muestra que la generación de tensiones se ve marcadamente influenciada por el tamaño del gap. Se puede afirmar que no sería posible llevar a cabo la soldadura sin el empleo del intermediario, ya que entonces las tensiones serían mucho más elevadas y se generaría un estado tensionado mucho más drástico.
13. Las deformaciones generadas en el acero, así como el conjunto de tensiones, aumentan considerablemente para espesores de intermediario en la junta lateral por debajo de 0.33 mm.
14. La distribución de tensiones presenta un intervalo de gap lateral óptimo entre 0.55 y 0.70 mm como el más adecuado para el cual se minimizan las tensiones máximas que afectan más sensiblemente a las zona críticas del codo externo e interno de la unión.

#### UNIONES 90MnCrV8/METAL DURO EN HORNO CONVENCIONAL

15. El calentamiento en horno convencional de la unión acero/carburo de wolframio, impide un calentamiento homogéneo de la junta de unión y del material de aporte, impidiendo una buena difusión y por tanto la reacción en la intercara metal de aporte/metal duro. Ello obliga a soldar a temperaturas un 5% por encima de la temperatura efectiva del metal de aporte.

16. La soldadura fuerte entre acero 90MnCrV8 / WC-Co con el empleo de un metal de aporte base Ag, BAg5 es viable. Por otro lado se ha comprobado mediante microscopía electrónica de barrido (SEM-EDX) la existencia de fases generadas por las reacciones entre ambos metales.
17. La temperatura de la soldadura determina en gran medida la difusión observada, siendo esta una variable mucho más influyente que el tiempo. En los estudios de la bibliografía sobre simulaciones de estados tensionados se concluía que el tiempo de soldadura no era una variable demasiado influyente.
18. Se ha podido comprobar que un exceso de difusión, provoca que precipiten en la interfase impurezas y elementos aleantes del propio acero, lo cual origina puntos de nucleación de grietas y una menor resistencia de la unión. La rotura progresa en todos los casos a través del intermediario de soldadura en las proximidades de la superficie del acero.

#### UNIONES 90MnCrV8/METAL DURO EN HORNO DE INDUCCIÓN

19. Se ha podido determinar experimentalmente que la distancia óptima de gap entre la pieza de acero y el metal duro, para que se permita el flujo de posibles gases atrapados y a la vez una buena capilaridad, está en torno a las 200  $\mu\text{m}$ .
20. Las uniones carburo / metal de aporte /acero, utilizando condiciones de soldadura fuerte con material de aporte con rangos de temperaturas entre 775 - 875 °C, han permitido que tengan lugar los fenómenos difusivos que originan una reacción en las intercaras de soldadura.
21. Del análisis microestructural se corrobora la difusión de los elementos Co y W hacia el acero, y de Fe hacia el metal duro; formándose una zona de interfases, donde prácticamente todos los elementos del metal a unir se encuentran presentes. Igualmente, los elementos del metal de aporte Ag, Cu Ni y Zn difunden hacia ambos materiales, reaccionando con ambos.
22. La máxima resistencia mecánica no coincide con el máximo de difusión de elementos a través de las intercaras. Si en la unión se ha producido poca difusión y reacción en estado sólido entre los elementos, la soldadura posee baja resistencia. Sin embargo, si la difusión originada es excesiva, también disminuye su resistencia, puesto que se favorece la penetración de Ag por el límite de grano que tiene menor resistencia (efecto cuña del intermediario), y se da la formación de

intermetálicos, fases frágiles en el acero y fases de mayor dureza en el metal duro. Esto provoca una mayor diferencia de propiedades en la unión siendo ésta, por lo tanto, más frágil.

23. Se ha deducido que la temperatura óptima de soldadura, que permite obtener la mayor resistencia mecánica, es de 800 °C. Este punto se encuentra cuando el Fe ha difundido hasta las proximidades del metal duro, pero no ha llegado a producirse una reacción en estado sólido entre éste y el propio metal duro. Esta reacción provocaría la segregación del Co y la formación de carburos de hierro en la intercara de unión que disminuirían la tenacidad de esta zona.

24. Las superficies de fractura obtenidas tras los ensayos de cizalla muestran una zona de inicio de tipo dúctil en la intercara del acero, propagándose rápidamente de forma frágil en la intercara del metal duro. Por simulación se predijo la existencia de posibles defectos sobre el acero en la misma zona de inicio de fractura y una propagación de la grieta a través del aporte o por la intercara del metal duro.

25. Las curvas de esfuerzo-deformación muestran que la plasticidad de la unión disminuye de 825 °C hasta 875 °C, lo que indica que el aumento de temperatura fragiliza las intercaras de unión.

## 5. BIBLIOGRAFÍA

---





## 5. BIBLIOGRAFÍA

- [1] Nowacki J., Kawiak M., “Tensions and deformations of WC-Co cermets and 17-4 PH steel vacuum brazed joints”, *J Mater Process Technol*, 143-144, p. 294-299, 2003.
- [2] Uzkuť M., Köksal N.S.,  nl  B.S., “The determination of element diffusion in connecting SAE 1040/WC material by brazing”, *J Mater Process Technol*, 169, p. 409-413, 2005.
- [3] Zhang F.L., Wang C.Y., Zhu M., “Scripta Mater”, Vol. 49, p. 1123-1128, 2003.
- [4] Santhanam A.T., Tierny P., Hunt J.L., “Cemented carbides, ASM Handbook, Vol. 2, 10<sup>th</sup> ed., Properties and selection: Non ferrous alloys and special purpose materials”, ASM International, Ohio, USA, 1998.
- [5] Ellis J.L., Goetzel C.G. “Cermets, ASM Hand book, Vol. 2, 10<sup>th</sup> ed., Properties and selection: Non ferrous alloys and special purpose materials”, ASM International, Ohio, USA, 1998.
- [6] Bhaumik S.K., Upadilla G.S., “Properties and microstructure of WC-TiC-Co and WC-TiC-Mo<sub>2</sub>C-Co(Ni) cemented carbides”, *Mater Sci Technol*, 7, p.723-727, 1991.
- [7] Guo Z., Zhong H., Yang M., XiongJ., Wan W., Liang M., “Microstructure and properties of the Ti(C,N)–xMo<sub>2</sub>C–Ni cermet/steel joint by a novel diffusion bonding method”, *Materials Characterization* 99, p. 92–100, 2015
- [8] Nowacki J., Kawiak M., “Deformability of WC-Co sinters and 17-4 PH steel brazed joints”, *J Mater Process Technol*, 157-158, p.548-589, 2004.
- [9] Moseley S. G. et al, “The role of FE simulation in the optimisation of hardmetal rotary-percussive drill bits and cold forming tools”, *Int J Refract Met Hard Mater*, 2014.  
(<http://dx.doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2014.09.009>)
- [10] “Properties and selection: Iron and high performance alloys”, *Tool Steels Metals Handbook*, Vol 1, tenth ed., ASM International, Ohio, p. 757-779, 1997.



- [11] “Steel A Handbook for Materials Research and Engineering”, Vol. 1, Fundamentals, Springer-Verlag, Düsseldorf, 1992.
- [12] “Steel A Handbook for Materials Research and Engineering”, Vol. 2. Applications, Springer-Verlag, Düsseldorf, 1993.
- [13] Sarkar A.D., “Desgaste de metales”, Noriega Limusa, México, 1990.
- [14] Calvo R., Prontuario Metalotécnico, Tomo II, Aplicaciones INTA, 1963.
- [15] Cemented Carbides ASM Handbook, Vol. 2, tenth ed, Properties and selection: Non-ferrous alloys and special purpose materials, ASM International, Ohio, 1998.
- [16] Cermets ASM Handbook, Vol. 2, tenth ed., Properties and selection: Non-ferrous alloys and special purpose materials, ASM International, Ohio, 1998.
- [17] Friction, Lubrication and Wear Technology, ASM Handbook, Vol. 18, ASM International, Ohio, 1992.
- [18] Upadhyaya G.S., “Materials science of cemented carbides - an overview”, Materials and Design, 22, p.483-489, 2001.
- [19] Hernández G., “Manual del soldador”, 19ª ed, CESOL, Madrid, 2002.
- [20] Reina M., “Soldadura de los aceros”, 4ª Ed., Weld-Work, S.L., 2003.
- [21] Kou S., “Welding Metallurgy”, 2nd Ed. Wiley Interscience, John Wiley & Sons Inc., Publication, New Jersey, 2003.
- [22] Zabara O., Bellisco, “Soldadura y técnicas afines”, Librería Editorial, Madrid, 1989.
- [23] Welding Handbook, Vol. 1, seventh ed, Fundamentals of Welding, American Welding Society, Florida, 1976.

- [24] Welding Handbook, Vol. 2, eighth ed., Welding Processes, American Welding Society, Florida, 1991.
- [25] Milner D., Introducción to welding and brazing, Pergamon press, Oxford, 1968.
- [26] Brazing, ASM Handbook, second ed, Brazing Fundamentals, ASM International, Ohio, p.7-13, 1995.
- [27] Groover M., “Fundamentos de manufactura moderna: materiales, procesos y sistemas”, Prentice Hall, México, 1997.
- [28] Welding Handbook, Vol. 1, ninth ed., Welding Science and Technology, American Welding Society, Florida, 2001.
- [29] Gómez de Salazar J. M., Ureña A., Menéndez M., “Propiedades mecánicas de uniones obtenidas mediante soldadura por difusión dinámica en aceros de media aleación”, Congreso de Propiedades mecánicas de Segovia, 2000.
- [30] Prasad Y.V.R.K., Sasidhara S., “Hot working guide, a compendium of processing maps”, ASM International, p.270-271, 1997.
- [31] Yang Z., Shen Y., Wang Z., Cheng J., “Tungsten/steel diffusion bonding using Cu/W–Ni/Ni multi-interlayer”, Trans. Nonferrous Met. Soc. China 24, p. 2554–2558, 2014.
- [32] Xu P.Q., “Dissimilar welding of WC–Co cemented carbide to Ni<sub>42</sub>Fe<sub>50.9</sub>C<sub>0.6</sub>Mn<sub>3.5</sub>Nb<sub>3</sub> invar alloy by laser–tungsten inert gas hybrid welding”, Materials and Design 32, p. 229–237, 2011.
- [33] Johari R., Hadian A.M., “Effect of brazing time on microstructure and mechanical properties of cubic boron nitride/steel joints”, Ceramics International 40, p. 8519–8524, 2014.
- [34] Iamboliev T., Valkanov S., Atanasova S., “Microstructure embrittlement of hard metal–steel joint obtained under induction heating diffusion bonding”, Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials 37, p. 90–97, 2013.



- [35] Ji H., Li M., Lua Y., Wang Ch., “Mechanical properties and microstructures of hybrid ultrasonic resistance brazing of WC-Co/BeCu” *Journal of Materials Processing Technology* 212, p. 1885– 1891, 2012.
- [36] Chen H., Feng K., Wei S., Xiong J., Guo Z., Wang H., “Microstructure and properties of WC–Co/3Cr13 joints brazed using Ni electroplated interlayer”, *Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials* 33, p. 70–74, 2012.
- [37] Sechi Y., Tsumura T., Nakata K., “Dissimilar laser brazing of boron nitride and tungsten carbide”, *Materials and Design* 31, p. 2071–2077, 2010.
- [38] Lee W.-B., Kwon B.-D., Jung S.B., “Effects of Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> on the microstructure and mechanical properties of the brazed joints between WC–Co and carbon steel”, *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials* 24, p. 215–221, 2006.
- [39] Uzkut M., Sinan-Köksal N., Sadık B., “The determination of element diffusion in connecting SAE 1040/WC material by brazing”, *Journal of Materials Processing Technology* 169, p. 409–413, 2005.
- [40] Mari D., Campitelli E.N., Drake E.F., Krawitz A.D., “Finite element modeling of the WC–10 wt.% Co thermal stresses: Build-up and phase specific strain response during cyclic loading”, *Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2014.  
<http://dx.doi.org/10.1016/j.jirmhm.2014.07.008>
- [41] Sayman O., Sen F., Celik E., Arman Y., “Thermal stress analysis of Wc–Co/Cr–Ni multilayer coatings on 316L steel substrate during cooling process”, *Materials and Design* 30, p. 770–774, 2009.
- [42] He Y., Zhang J. pan F., Liu Ch., Li X., “Uncovering the critical factor in determining the residual stresses level in Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-GM filler alloy-42CrMo joints by FEM analysis and experiments”, *Ceramics International* 39, p. 709-718, 2013.
- [43] Lea J., “Strength of Metal-to-Ceramic Brazed Joints”, *Master of Science in Materials Science and Engineering*, Massachusetts Institute of Technology, 2001.

- [44] Akbari M., Buhl S., Leinenbach Ch., Spolenak R., Wegener K., “Thermomechanical analysis of residual stresses in brazed diamond metal joints using Raman spectroscopy and finite element simulation”, *Mechanics of Materials* 52, p. 69-77, 2012.
- [45] Del Coz J.J., Surez F.J., *Introducción al Programa ANSYS*, E.T.S. Ingenieros Industriales. Gijón. (<http://www.construccion.uniovi.es>).
- [46] Chave E., “Introducción al ANSYS 9.0”, “Introducción al modelamiento por elementos finitos con ANSYS” Univ. Castilla-La Mancha.
- [47] García Y., Burgos J., “Procedimiento para la obtención mediante MEF de los campos térmicos, deformaciones y tensiones residuales en uniones soldadas”, *Rev. Tec. Ing. Univ. Zulia*, Vol. 30, N° 1, p. 13-22, 2007.
- [48] Richard J. Schmidt, Omar M. Sidebottom, “Advanced Mechanics of Materials”, John Wiley & Sons, Inc. 5ª Ed. 1993.
- [49] Martínez Arnaiz C., “El Método de los Elementos Finitos en el Análisis Estructural”, Publicaciones de la E.T.S.I.A. (Escuela Superior de Ingenieros Aeronáuticos), 1998.
- [50] Pozo J., García J., Ramos F., García Y., Cruz A., Días E., Duffus A., “Metodología de modelación mediante ANSYS de la historia térmica, tensiones y deformaciones de soldadura”, *Rev. Fa. Ing. Univ. C. Venezuela*, Vol 24, N° 2, 2009.
- [51] Deng D., Kiyoshima S., “Numerical simulation of welding temperature field, residual stress and deformation induced by electro slag welding”, *Computational Materials Science* 62, p. 23-34, 2012.
- [52] Zhu X.K., Chao Y.J., “Effects of temperature-dependent material properties on welding simulation”, *Computers and Structures* 80, p.967-976, 2002.
- [53] Tutorials ANSYS, Inc., 2009. (<http://www.ansys.com>). Consultada en 2009-2015.



- [54] Xu J., Wu H., Zhang X., Fei Y., Ye Y., Li W., “Simulation and Analysis of Residual Stress in the Graded interlayer of MoSi<sub>2</sub> Composite/316L Stainless Steel Joint”, *Journal of Materials Engineering and Performance* 17(6), p. 802-807, 2008.
- [55] Zhao S., Yu G., He X., Zhang Y., Ning W., “Numerical simulation and experimental investigation of laser overlap welding of Ti6Al4V and 42CrMo”, *Journal of Materials Processing Technology* 211, p.530-537, 2011.
- [56] Monti R., Coppola F., Gasbarri P., Lecci U., “Residual stress brazing process induced in hybrid package for ISP applications”, *Acta Astronautica* 66, p 897-913, 2010.
- [57] Ramos F., Duffus A., Rodriguez M., Diaz E., Pozo J., “Influencia de la termodependencia de las propiedades físicas del acero en la simulación por elementos finitos del proceso de soldadura”, *Rev. Fa. Ing. Univ. Antioquia* N° 48, p. 87-96, 2009.
- [58] Roa M. A., Garzón D. A., “Introducción al modelamiento por elementos finitos con ANSYS”, *Fac. Ingeniería, Univ. Nac. de Colombia*, 2002.
- [59] Goldak J., Moashi Gu, “Numerical Aspect of modelling Weld”, *Carleton University. ASM Handbook, Vol 6 Welding, Brazing and Soldering*, 1999.
- [60] Ansys Incorporated. NATEC Ingenieros. Simulación térmica y mecánica mediante el MEF del proceso de soldadura multipasadas. 2003. <http://www.ccai.org.uk/Ansys-Inc.html>
- [61] García Y., Bejar A. “Obtención de los campos térmicos mediante el Método de los Elementos Finitos en las reparaciones por soldadura en equipo o estructuras metálicas de gran importancia”. 25 Congreso Internacional de Metalurgia y Materiales. Instituto Tecnológico de Saltillo, México. Noviembre 2003.
- [62] Hibbit H. D., Marcal P. V., “A numerical thermo-mechanical model of the welding and subsequent loading of a fabricated structure”. *Comput Struct*, Vol. 3, N° 11, p. 45-74, 1974.
- [63] Elvira G., Sanzi C.. “Proceso de reparación de plaquero sobre una conexión de un recipiente de presión. Evaluación de la distribución térmica. Planteo de dos modelos de elementos finitos

- 2D y 3D. Comparación de resultados”. Memorias del Congreso CONAMET SAM. Argentina, p. 1-6. 2004.
- [64] Bullón W., Acosta J., Franco R., Valverde Q., “Simulación de un proceso de soldadura mediante un modelo termomecánico considerando el efecto de esfuerzos residuales utilizando el método de los elementos finitos”, Memorias 8º Congreso Iberoamericano de Ingeniería Mecánica. Cusco. Peru, p. 1-13. 2007.
- [65] Bang I. W., Son Y. P., Oh K. H., Kim Y. P., Kim W. S., “Numerical Simulation of Sleeve Repair Welding of In-Service Gas Pipelines”, Welding Research Supplement. Welding Journal, p.273-282. 2002.
- [66] Cronje M., “Finite Element Modeling of Shielded Metal Arc Welding”, Master of Science in Mechanical Engineering Thesis, Stellenbosch University, South Africa, p. 17-84, 2005.
- [67] Lindgren L.E., “Finite element modeling and simulation of welding. Part II: improved material modeling”, J. Therm Stress 2001.
- [68] Zhu X. K., Chao Y. J., “Effects of temperature dependent material properties on welding simulation”, Computers and Structures. Vol. 80, p. 967-976. 2002.
- [69] Beghini M., Bertini L., Cantemir D., “The effect of thermal properties on transiente temperaturas during welding of perforated plates”, XXXIV Convegno Nazionale. Associazione Italiana per L’Analisi Delle Sollecitazioni. Politecnico di Milano. Italia, p 1-10. 2005.
- [70] Jiang W., Gong J., Tu S.T., Chen H., “Modelling of temperature field and residual stress of vacuum brazing for stainless steel plate-fin structure”, Journal of Materials Processing Technology 209, p.1105-1110, 2009.
- [71] Xie Q., Ling X., “Numerical Analysis of Residual Stress for Copper Base Brazed Stainless Steel Plate-fin Structure”, Journal of Materials Engineering and Performance 19, p.611-615, 2010.
- [72] Gong J., Jiang W., Fan Q., Chen H., Tu S.T., “Finite element modelling of braze residual stress and its influence factor analysis for stainless steel plate-fin”, Journal of Materials Processing Technology 209, p.1635-1643, 2009.





- [73] Jiang W., Gong J., Tu S.T., “A study of the effect of filler metal thickness on tensile strength for a stainless steel plate-fin by experiment and finite element method”, *Materials and Design* 31, p.2387-2396, 2010.
- [74] Jiang W., Wang B.Y., Gong J.M., Tu S.T., “Finite element analysis of the effect of welding heat input and layer number on residual stress in repair welds for a stainless steel clad plate”, *Materials and Design* 32, p.2851-2857, 2011.
- [75] Park J.-W., Mendez P.F., Eagar T.W., “Strain energy distribution in ceramic-to-metal joints”, *Acta Materialia* 50: p.883-899, 2002.
- [76] Reiser J., Norajitra P., Ruprecht R., “Numerical investigation of a brazed joint between W-1%La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and ODS EUROFER components”, *Fusion Engineering and Design* 83, p. 1126-1130, 2008.
- [77] Sejc P., Bielak R., Svec P., et al., “Computer simulation of heat affected zone during MIG brazing of zinc-coated steel sheets”, *Kovove Materialy-Metallic Materials* 44 (4): p.225-234, 2006.
- [78] Mathieu A., Mattei S., Deschamps A., et al. “Temperature control in laser brazing of a steel/aluminium assembly using thermographic measurements”, *NDT & E International* 39 (4): p.272-276, Jun, 2006.
- [79] Chen S., Li L., Chen Y., Dai J., Huang J., “Improving interfacial reaction nonhomogeneity during laser welding-brazing aluminium to titanium”, *Materials and Design* 32, p. 4408-4416, 2011.
- [80] Zhang J.X., Chandel R.S., Chen Y.Z., et al., “Effect of residual stress on the strength of an alumina-steel joint by partial transient liquid phase (PTLP) brazing”, *Journal of Materials Processing Technology* 122 (2-3): p.220-225, 2002.
- [81] Alegria J., “Modelação Numérica do Processo de Soldadura por Difusão”, *Dissertação para satisfação dos requisitos do grau de mestre em Engenharia Mecânica*, 2008.

- [82] Zhang J., Jin L.Y., “Numerical simulation of residual stress in brazing joint between cemented carbide and steel”, *Materials Science And Technology* 21 (12): p.1455-1459 Dec, 2005.
- [83] Zhang L.X., Zhang C.P., Feng J.C., “Numerical simulation of TiC cermet/iron joint brazed with Ag-Cu-Zn filler metal”, *T Nonferr Metal Soc.* 15: p.30-34 Sp. Iss. 2 Apr 2005.
- [84] Jiang W., Gong J., Tu S.T., Chen H., “Three-dimensional numerical simulation of brazed residual stress and its high-temperature redistribution for stainless steel plate-fin structure”, *Materials Science and Engineering A* 499, p. 293-298, 2009.
- [85] Chen G., Zhang B., Wu Z., Mao W., Feng J., “Electron beam welding–brazing of hard alloy to steel with Ni–Fe intermediate”, *Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials* 40, p. 58–63, 2013.
- [86] Gómez de Salazar J.M., Barrena M.I., Merino N., Matesanz L., “Comportamiento mecánico a elevada temperatura de aceros de alto límite elástico”, *Anales de la mecánica de la Fractura*, Vol. 22, E. Grupo Español de Fractura, p. 161-166, 2005.
- [87] Novikov N. V., Bondarenko V. P., and Golovchan V. T., “High Temperature Mechanical Properties of WC–Co Hard Metals (Review)”, *Journal of Superhard Materials*, Vol. 29, No. 5, p. 261–280, 2007.
- [88] Mari, D., Bolognini, S., Feusier, G., et al., “Experimental Strategy to Study the Mechanical Behavior of Hard Metals for Cutting Tools”, *Int. J. Refract. Hard Met.* vol. 17, p. 209–225, 1999.
- [89] López Fernández F. J. website, <http://www.ingenieriamecanica.com>. Consultada en 2014.
- [90] Wang X., Sup K., Koopman M., Zak Z., Zhang L., “Mechanical properties and wear resistance of functionally graded WC-Co”, *Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials* 36, p. 46-51, 2013.
- [91] Apraiz J., “Tratamiento Térmico de Aceros”, CIE Inversiones Dossat-2000, 10ª ed., Bilbao, 2002.









## ANEXO I

### PASOS PARA LA SIMULACIÓN CON ANSYS 9.0

---

Al iniciar el programa ANSYS en modo interactivo pueden configurarse el directorio (*file Management*) donde el programa guardará los distintos archivos generados y el nombre (*job name*) que inicialmente se asignará a estos archivos (*file* por defecto); este nombre aparecerá también en las gráficas que se generen y será el nombre por el que se comenzarán todos los archivos creados en el análisis (extensión .DB).

Por ello, inicialmente debemos asignar un nombre al ensayo de trabajo (*jobname*) y definir el directorio del mismo antes de pulsar *Run* para iniciar el programa. Es muy aconsejable asignar un directorio único para cada ensayo, de modo que no se sobrescriban archivos propios del programa y se pueda revisar un ensayo concreto accediendo directamente a los resultados sin necesidad de generar nuevamente la simulación.

A lo largo de la simulación se deberá guardar el proceso de simulación mediante *SAVE\_DB*, de modo que si durante el desarrollo de la misma surgiese alguna dificultad podrá retomarse el análisis tal y como se encontraba al iniciar ese paso con *RESUM\_DB*, siempre y cuando se hubiese guardado en el paso anterior.

### ANÁLISIS TÉRMICO

#### 1) *Main Menu* :> *Preferences*:

A continuación se seleccionará *Thermal* en el menú *Main Menu: Preferences*, como disciplina a estudiar, a fin de que durante la sesión solamente se muestren las opciones activas en este tipo de problemas.

*Main Menu*:> *Preferences*>*Thermal*

“*Individual discipline(s) to show in the GUI*”= *Thermal*

Por otro lado, existen en ANSYS dos métodos de solución para resolver problemas estructurales: el *h-method* y el *p-method*. El *h-method* puede ser usado para cualquier tipo de análisis, pero el *p-method* solo puede ser usado en análisis lineales estáticos tridimensionales. Dependiendo del



problema a resolver, el método *h* normalmente requiere una malla más fina que el método-*p*, y es que el método-*p* es una excelente manera de resolver problemas con el nivel de precisión que se desee empleando mallados gruesos.

Elegiremos la opción *h-Method* en la que la estimación de error está relacionada con la disminución del parámetro *h*, lo que se obtiene refinando la malla (la opción *p-Method*, en ANSYS, emplea una adaptación que aumenta el grado de los polinomios).

Más adelante seleccionaremos el tipo de análisis que queremos,

*Solution>Analysis type>New analysis> Transient: **Análisis térmico transitorio evolutivo***. El método de solución que se elegirá para el análisis será el **Completo**, *>Full*. Este método, a diferencia del Reducido, utiliza el sistema de matrices en forma completa para calcular respuestas transitorias. Es el más usado porque permite la consideración de todos los tipos de no-linealidades que pueden ser incluidas en los distintos análisis establecidos. Posteriormente se concretará que el análisis transitorio es **No Lineal**, dado que las propiedades de los materiales dependen de la variación de temperatura.

Una vez seleccionado el estudio de un problema de transmisión completo de calor *Thermal*, ANSYS nos ofrece solo los elementos permitidos para este caso

## 2) Main Menu :> Preprocessor

*> Element type> Add/Edit/Delete > Add*

Añadimos un elemento PLANE55, (*Thermal mass Solid, Quad 4node 55*).

Las opciones para este elemento se concretan en *Options*:

- *K1*, se selecciona “Temperatura de evaluación del coeficiente de película” (convección) a la temperatura promedio: *Avg film temp*;
- *K3*, se indica el comportamiento del elemento que se desea. Debe concretarse entre Esfuerzo plano (*plane*), Axisimétrico (*axisymmetric*) o Esfuerzo plano (*thickness*) con espesor que habría q definir como constante real. Seleccionando deformación plana, *plane strain*, el programa asumirá un espesor unitario y será un análisis 2D;
- *K4*, se elige sistema coordenado del elemento paralelo al sistema global: *parall to global*;
- *K8*, no contemplamos transporte de masa, *excluded mass transp*;

- *K9, steady heat transf.* Se determina la distribución de temperaturas y otras cantidades térmicas, bajo condiciones de carga constante.

> *Real Constants* (no es necesario definir las para *plane55* por sus características intrínsecas)

> *Material Properties*

> *Temperature Units > Kelvin*

> *Electromag Units > MKS System*

> *Material Model, Add 1* (Carburo), *2* (Aporte), *3* (Acero): Definimos los tres materiales de nuestra simulación y las propiedades que requiere la simulación térmica. De aquellas propiedades de las que se dispone de datos se añaden los valores en función de la temperatura. Hay que tener en cuenta que los decimales se marcan con el punto, no coma.

Conductividad térmica: *Thermal, Conductivity, Isotropic* → *KXX*

Calor específico: *Thermal Specific Heat* → *C*

Densidad: *Thermal Density* → *DENS*

> *Modeling*

Es importante señalar que se modifica, de modo no significativo, las dimensiones de la pieza para que en el mallado de la misma no se generen elementos triangulares no deseados por el programa dado que el elemento *plane 55* es de cuatro nodos. WC radio 1mm mayor, longitud 0.2mm menor; Acero radio 0.1mm mayor, altura 0.2mm mayor; Aporte aumenta la distancia al eje de simetría en 0.1mm pero no varía sus distancias de gap.

Al crear la geometría se puede eliminar, restar o sumar áreas pero debemos tener en cuenta que durante el modelado el programa guarda en la memoria los elementos generados y debe por tanto hacerse de forma controlada para no generar líneas adicionales o segmentar líneas de la geometría que provocarían errores al aplicar cargas. Se ejemplifica el diseño a 0.70mm de gap.

> *Create > Areas > Rectangle > By 2 corners (coordenadas x,y, height, width)*

(0,0) 10.5e-3 x 40.2e-3

(0,36e-3) 5.6e-3 x 4.2e-3 (restar al primer área)





> *Operate* > *Booleans* > *Subtract* > *Areas*

(0,36.2e-3) 4.9e-3 x 4e-3 (restar al segundo área)

(0,36.2e-3) 4.9e-3 x 25.2e-3

También podría operarse de otro modo, por ejemplo:

*Create: Keypoints In active CS; Lines- Straight lines; Lines- Areas by Cent & Radius;*

*Operate: Extrude- Lines -Along lines*

> *Meshing* > *Mesh Attributes* > *Picked areas* → *area Material numbers*.

Se asigna a cada área el número de material que le corresponde.

> *Modeling Operate* > *Booleans* > ***Glue*** > *Areas* > *Pick all*

Se debe realizar esta operación para que las áreas se mantengan unidas, de este modo se impone la condición de ligamiento entre los materiales. Tras hacerlo, se debe comprobar que las áreas mantienen su atributo de material. Para eso activar en la barra de herramientas: *PlotCtrls* > *Numbering* > *Material Numbers – Colors only*. Debe aparecer cada material de un color.

Es importante volver a asignar atributos a las áreas porque se pierde parte de la asignación.

Comprobar con *Plot* > *Areas* desde la barra de herramientas.

> *NumberingCtrls* > ***Merge Items*** → Indicamos *keypoints* como la entidad a unir.

Durante el modelado de la pieza se crean múltiples Keypoints, líneas o áreas coincidentes. Se puede usar *Numbering keypoints* para reunificar todo ello ya que conlleva automáticamente la reunificación de cualquier otra entidad superior como líneas, áreas o volúmenes.

> *Meshing*

Se procede al mallado de la pieza.

> *Mesh Tool* > *Size*

*Size Controls* → *Global Set* → Defino el tamaño del elemento de mallado.

*Mesh* → Selecciono las areas que mallaré con ese tamaño del elemento.

Para mallar conviene mallar primero el área del material 2, aporte, a un tamaño fino, por ejemplo a 0.10-0.05mm. El resto de la geometría se mallará a un tamaño

mayor, 0.7mm. A continuación se procede a refinar la malla en zonas de la unión y próximas a ella.

*Mesh > Areas > Free > Pick all*

0,1e-3 mat aporte; 0,175 e-3 aporte lateral, 0,7 e-3 resto

→ Refinamiento en la zona de soldadura : *Meshing > Modify Mesh > Refine At > Elements*

Se procede al refinado de la malla en zonas de soldadura: es necesario acomodar la malla a las variaciones en la solución del modelo. Así, en áreas de variación lenta se pueden usar elementos grandes, y en áreas de variación rápida se deben usar elementos más pequeños para obtener una buena precisión. En la combinación de elementos grandes y pequeños para el enmallado puede ocurrir sin embargo que se origine una transición muy rápida entre elementos de diferente tamaño y esto genere matrices de rigidez mal condicionadas. La precisión de la solución depende entonces de la necesidad de revisar cuidadosamente los resultados del modelo y de refinar el enmallado de acuerdo a cada caso particular.

El programa puede generar un mensaje de advertencia indicando la existencia de elementos de formas distorsionadas. En este caso se debe revisar que no existan elementos muy distorsionados mediante:

*Preprocesor > Meshing > Check Mesh > Individual Elm > Plot Warning/Error Element*

Se elige mostrar elementos erróneos inaceptables ( en color rojo) y elementos con advertencia (en color amarillo). Si existieran elementos de color rojo, deben modificarse obligatoriamente. Los elementos de color amarillo pueden refinarse o pueden aceptarse, lo que es probable que no modifiquen de manera importante los resultados del modelo. Se procurará en cualquier caso que los elementos de color amarillo estén situados fuera de zonas críticas de estudio.

### 3) *Solution >*

Se selecciona, en este punto del proceso, el tipo de análisis que se quiere realizar:



> *Analysis type* > *New analysis* > ***Transient, Full***

Como ya se indicó, se opta por el análisis térmico transitorio evolutivo y el método de solución Completo. Más adelante, se concretará que el análisis transitorio es No Lineal, al disponer de datos de propiedades de los materiales en función de la temperatura.

Se procede a aplicar las cargas de nuestro sistema. Se puede hacer desde *Preprocesor* o *Solution*.

> *Define Loads* > *Settings* > *Uniform Temp.*

La temperatura de referencia es desde la que se simula el enfriamiento para cada ensayo y para la que el cálculo considera estado libre de toda tensión.

> *Define Loads* > *Apply* > *Thermal* > *Heat flux* > *On lines*

En el eje de simetría de la pieza se asigna flujo térmico nulo.

$VALI=0$ , en líneas del eje de simetría

> *Define Loads* > *Apply* > *Thermal* > *Convection* > *On lines*

Se seleccionan las líneas del contorno de la pieza en contacto con el ambiente y se asignan valores:

Coeficiente de Convección:  $VALI \text{ film coefficient} = 3000 \text{ W/m}^2 \text{ } ^\circ\text{C}$ ,  $t=60\text{s}$ ;

Temperatura exterior:  $VAL2I \text{ Bulk temperature} = 298\text{K}$

Estos valores de convección hay que afinarlos en repetidos ensayos hasta lograr que el simulador nos muestre un correcto enfriamiento de la pieza. Es decir, introduciendo valores de tiempo de enfriamiento y coeficiente de convección hemos de comprobar que efectivamente la pieza alcanza, al menos en su gran totalidad, una temperatura final de unos 298-300 K.

> *Define Loads* > *Apply* > *Initial Condition* > *Define*

Se activa una ventana para seleccionar elementos. Se selecciona *pick all* y a continuación se elige el grado de libertad a definir y su valor:

$DOF \text{ to be specified} = TEMP$

$Initial \text{ value of } DOF = 1148$ ; es la temperatura de referencia del ensayo desde la que simulamos enfriamiento. Coincide con la temperatura de referencia de cada ensayo.

> *Loads Step Opts* > *Time Frequency* > *Time Step*

Se define el tiempo final hasta el que deseamos llegar y el paso de tiempo (o el número de pasos sustituyendo *time – time step* por *time & substeps*). En nuestro caso se introduce como tiempo final 60s y como paso del tiempo cada 0,5s. Estas selecciones se pueden hacer desde *Preprocesor* o desde *Solution*.

Se ha de especificar en que modo se aplica la carga térmica: *Boundary condiction* = *Stepped or Ramped* (en forma de rampa). En nuestro caso la pieza entra de golpe en contacto con el ambiente de modo que se declara la aplicación de cargas nodales de temperatura en forma instantánea, *Stepped*.

*Time at the end of load step* = 50 s – 60s

*Automatic time stepping*

*Time step size* = 1 – 0.5s

*Boundary condiction* = *Stepped* (Contacto de golpe de la pieza con ambiente)

*min time step size* = 1-0.5 , *max* = 5 – 2

> *Loads Step opts* > *Output Ctrl* > *DB/Result File* >

De este modo elegimos en qué pasos de tiempo se guardan los resultados. Se han de guardar todos los pasos: “*File write frequency*” = *Every sub step*.

> *Analysis type* > *Sol’n Ctrl*

> *Basic*

> *Non Linear, Line Search ON, Max number of iterations (Prog Chosen)*

Es recomendable activar *Line search* para ser usada en el método iterativo Newton-Raphson.

> *Solve* > *Current LS*

Tras consultar la información ofrecida en pantalla, se acepta el proceso para que se ejecute el análisis. Comenzará entonces la resolución hasta que finalmente aparece en pantalla “*Solution is done!*”. El simulador nos indicará que se trata de una solución no lineal. Puede suceder que el programa nos avise de alertas que surgen en el proceso de solución, lo que corresponden con elementos de mallado que presentan distorsiones ya revisadas y aceptadas como seguras en pasos anteriores.

Una vez finalizada la resolución del problema se puede acceder a la etapa de postproceso para extraer resultados. Se obtendrán imágenes y listado de datos de la temperatura alcanzada y su



evolución, del gradiente y del flujo térmico. Se podrá obtener además datos de valores en nodos para cualquiera de las magnitudes deseadas.

#### 4) *General Postproc*

Los resultados se pueden representar como resultados nodales o por elemento (*Nodal Sol* o *Element Solu*). Los resultados por elementos se representan como líneas de contorno discontinuas y los resultados nodales como líneas continuas. En el caso nodal, si la distribución de esfuerzos no es simétrica eso indicará que se debe trabajar con una discretización más fina.

Es muy importante tener en cuenta que los resultados obtenidos en las gráficas deben ser lo más suaves posibles y, si el sistema lo es, simétricos. De no ser así deberá repetirse la simulación con un refinado de malla mayor mediante *Main Menu > Preprocessor > Meshing – Modify Mesh > Refine at – Elements*. Al refinar la malla y volver a solucionar el modelo, observaremos que los resultados de esfuerzos son más simétricos pero también que habrán aumentado su valor respecto a mallados anteriores más gruesos. El proceso de refinamiento de la malla debe continuar hasta que el parámetro de la solución que se tome como representativo (por ejemplo, esfuerzo máximo) se haya estabilizado en su valor, es decir, se haya obtenido la convergencia. El estudio de la convergencia muestra que, a partir de aquí, un incremento en el número de elementos no cambia la solución del modelo, aunque si aumenta el tiempo de procesamiento, lo cual no interesa.

Es útil señalar que el refinado de la malla implica borrar las cargas y restricciones aplicadas al modelo, refinar y volver a definir las cargas, restricciones y condiciones iniciales. Por ello es aconsejable iniciar el diseño de la simulación desde el principio para evitar fallos del sistema y operarios.

*> Plot results > Contour Plots > Nodal Sol > > DOF Sol > T....*

Se elige, de la lista ofrecida, la variable a representar: Temperatura final (*TEMP*), flujo térmico (*TFX*, *TFY*, *TFSUM*), gradiente térmico (*TGX*, *TGY*, *TGSUM*), deformación (*D*), desplazamiento (*UX*, *UY*, *USUM*).

*> PlotCtrls > Animate > Over time*

Los resultados del análisis pueden observarse en una animación desde el estado inicial hasta el final. Mediante *> Deformed Results* se selecciona el parámetro a animar y el número de pasos en los que se desea discretizar, aunque hay que tener en cuenta que conlleva un

elevado tiempo de cálculo y representación. Toda animación genera un archivo de extensión .avi que se guarda en el directorio de trabajo.

> *Plot Results > Vector Plot-Predefined....*

Esta opción nos permite obtener el mapa de forma vectorial.

En la ventana de diálogo se elige la variable a mostrar mediante vectores nodales, por ejemplo flujo térmico.

> *List Results > Nodal Solution*


De este modo obtendremos una lista de los resultados, los valores exactos de la variable en cuestión, en un archivo *fls*.

> *TimeHist Postpro*

Mediante esta función se pueden representar las variables que se deseen en función del tiempo (ordenada por defecto) o de la variable que se escoja.

Para comprobar el enfriamiento correcto y en qué tiempo alcanza una temperatura uniforme, se extrae la gráfica y valores de T vs t para el nodo del interior que se desee.

*Main Menu > TimeHist Postpro: Graph variables & Variables Viewer*

En la ventana desplegada se activa: *add button* .

Se elige la variable a representar, *Nodal Solution > DOF Solution > Temperature*.

Se selecciona el nodo de la malla a analizar: *OK* en la ventana '*Node for Data*'.

Se comprueba que aparece *TEMP\_2* en la ventana '*Time History Variables*'.

Se activa el boton de representación gráfica  en la ventana '*Time History Variables*'.

Señalar que las etiquetas en la representación de gráficas no está activado por defecto, debe realizarse manualmente: *Utility Menu > PlotCtrls > Style > Graphs > Modify Axes and re-label the X and Y-axis appropriately*. Dada la poca resolución de las gráficas proporcionadas a priori por el programa se recurre al listado de datos, su extracción y representación con programas de cálculo con las correspondientes conversiones.

---



## ANÁLISIS ESTRUCTURAL

### TRAS ANÁLISIS TÉRMICO

Los resultados de temperatura se van a utilizar para realizar un análisis de esfuerzos térmicos inducidos en la pieza soldada a causa de la contracción térmica. Para ello se debe redefinir el elemento usado, las propiedades del material y la temperatura de referencia. Antes de proceder al análisis estructural deberá guardarse el archivo de resultados térmicos para poder revisarlo en un futuro si se desea. Como ya se indicó, deberá guardarse en la misma carpeta directorio con la que se está trabajando para el ensayo en concreto y que se definió al iniciar el simulador.

#### *1) Main Menu :> Preferences:*

Se marca ahora la casilla de análisis estructural, quedando por tanto seleccionadas las casillas de *Thermal* y *Structural*.

#### *2) Main Menu :> Preprocessor:*

##### *> Element type> Switch> Thermal to Struct*

Se ha de cambiar el elemento térmico por el correspondiente elemento estructural compatible, Plane 55 por plane42. Esta acción activa una advertencia del sistema acerca de que el cambio de tipo de elemento, implica la necesidad de revisar y examinar los keyoptions, las constantes reales, las propiedades de los materiales, las condiciones de contorno y cargas y modificarlas según la necesidad. Todo ello se realiza a continuación.

Las opciones del elemento PLANE 42 que se muestran en *Options* son:

- K1, se selecciona sistema coordinado del elemento paralelo al sistema global: *parall to global*;
- K2, se seleccionará desplazamiento extra de la forma incluido: *include*;
- K3, el comportamiento del elemento debe concretarse de deformación plana, *plane strain*.
- K5, se seleccionará *no extra output*.
- K6, *no extra output surface*.

##### *> Real Constants*

No es necesario definir las para plane42 en elemento de deformación plana o axisimétrico.

> *Material properties*

Puesto que ahora se realizará un análisis de esfuerzos, se requiere introducir nuevas propiedades mecánicas para cada tipo de material definido (*Material Model 1, 2, 3*):

- Módulo de elasticidad, la relación de Poisson: *Structural, Linear, Elastic, Isotropic*  
→ *EX, PRXY*.
- Coeficiente de dilatación térmica, coeficiente secante (promedio) de expansión térmica lineal: *Favorites, Linear Static, Thermal Expansion (secant-iso)*  
→ *ALPX*.
- Límite elástico y módulo tangencial: *No linear > Inelastic > Rate Independent > Isotropic Hardening Plasticity > Misses Plasticity > Bilinear*  
→ *YIELD STSS, TANG MOD*

El modelo de material implementado en ANSYS que se debe emplear en este caso es el de plasticidad con razón independiente, que asume que las deformaciones plásticas se desarrollan instantáneamente y son independientes del tiempo lo que se ajusta al fenómeno estudiado. Dentro de este modelo, para describir el comportamiento elastoplástico del metal se opta por el bilineal, y por otro lado, se asume con endurecimiento por deformación isotrópico. Se considera que el modelo bilineal conduce a resultados precisos y para definirlo sólo se necesita declarar la variación del límite elástico, el módulo de elasticidad y el módulo tangente en relación con la temperatura. Si se desprecia el endurecimiento entonces simplemente se declara el módulo tangente como constante y nulo. Se selecciona la superficie de fluencia de von Mises, como criterio de comportamiento mecánico del material, en lo que coinciden prácticamente todos los autores.

3) *Solution*>

> *Define Loads > Settings > Reference Temp*

Se debe establecer una temperatura de referencia para el cálculo de las deformaciones. Esta será la temperatura de soldeo desde la que simulamos el enfriamiento y a la que se asume estado libre de tensiones.

También se puede hacer desde:

*Preprocesor > Load Step Options > Other; Preprocesor > Load > Define loads > Settings > Temp Reference >*





*>Define Loads > Apply > Structural > Displacement > On lines*

Para poder desarrollar una correcta simulación estructural es necesario definir unas condiciones de contorno adecuadas. Se establece la pieza limitada en la base en su movimiento en y, y en el eje de simetría en su movimiento en x. De este modo se selecciona el grado de libertad  $u_y=0$  para la línea de la base (en  $y=0$ ), y  $u_x=0$  para la línea sobre el eje de simetría (en  $x=0$ ).

En este punto el programa debe leer las temperaturas generadas en la solución térmica anteriormente obtenida. Para ello se debe introducir en la ventana de comandos de ANSYS la línea “*LDREAD,TEMP,,,,,RTH*”. Esta instrucción carga los resultados guardados anteriormente en el archivo de extensión .RTH.

El análisis estructural se realiza mediante una serie de análisis de equilibrio estático. Se parte leyendo las temperaturas nodales de cada paso de tiempo, generadas por la corrida térmica y se aplican como cargas nodales en la corrida estructural. De esta manera cada análisis estructural estático parte del estado final de deformaciones y tensiones del análisis previamente concluido hasta finalizar. En este análisis no es necesario efectuar una integración en el tiempo debido a que fue establecido que las deformaciones plásticas son deformaciones irreversibles independientes del tiempo

*> Solve > Current LS*

Tras consultar la información obtenida en pantalla, se acepta el proceso para que se ejecute el análisis. Tras el pertinente tiempo de cálculo aparecerá en pantalla el mensaje ‘*Solution is done!*’. Se puede proceder entonces a extraer todos los datos deseados de la simulación.

#### *4) General Postproc>*

Como ya se indicó, es muy importante que los resultados obtenidos sean suaves y, si el sistema lo es, simétricos. De no ser así deberá repetirse la simulación térmica con un refinado de malla mayor y realizar la simulación estructural a continuación. Conviene señalar que el refinado del modelo supone volver al archivo de análisis térmico, eliminar las cargas, refinar el mallado y volver a establecer las condiciones de contorno, realizar la corrida térmica y proceder al desarrollo del análisis estructural. No obstante, como ya se indicó, es recomendable iniciar nuevamente el análisis desde el principio para evitar errores del sistema y operarios. El proceso de refinamiento de la



mallla debe continuar hasta que el parámetro de la solución que se tome como representativo haya obtenido la convergencia.

> *Plot Results > Contour Plots > Nodal Sol > ....*

De la ventana que se abre se selecciona la variable a observar: Componente de estrés en la dirección x (*SX*), y (*SY*) y a cortadura (*SXY*), desplazamientos (*UX*, *UY*, *USUM*), deformaciones totales (*EPTO-X*, *Y*, *XY*), deformaciones elásticas (*EPEL -X*, *Y*, *XY*), deformaciones plástica (*EPPL-X*, *Y*, *XY*).

> *Plot Ctrl's > Animate > Deformed Results.*

Los resultados del análisis pueden observarse en una corta animación desde el estado inicial hasta el final. Se selecciona el parámetro a animar de la ventana que aparece. Toda animación genera un archivo de extensión .avi que se guarda en el directorio de trabajo.

> *Path Operation*

Es posible definir un camino sobre nuestra pieza a través del cual realizar la lectura y representación de las diferentes variables para cada posición. La precisión de estas lecturas se concreta definiendo el número de puntos de los que se desee que conste el camino. Los caminos se pueden definir mediante rectas por coordenadas final e inicial, o bien mediante nodos extremos. Una vez definido el camino se seleccionan las variables a leer sobre él. Tras ello se podrán representar gráficamente o bien extraer la lista de datos para su representación gráfica a mayor resolución. Si se desea manipular de algún modo la gráfica, ampliar una zona por ejemplo, debe introducirse el comando GROPTS.

*Def path On working plane... → line*

*Def path by nodes o by coordinates → line*

*Recall path:* Se debe activar el camino que a estudiar

*Map on to path:* Seleccionar el dato a representar: *sx apply*, *sy apply*, *sxy apply*

*Plot Path Item (On graph y List path items)*

Una vez finalizado el ensayo de simulación y guardado los archivos deseados de resultados, se saldrá del programa respetando la opción de guardar cargas y soluciones para poder volver a abrir el archivo de resultados térmicos y estructurales en otro momento.



## ANEXO II

### ESTUDIOS DE SIMULACIÓN NUMÉRICA DE UNIÓN HETEROGÉNEA ACERO DE ALTA RESISTENCIA/METAL DURO APLICANDO SOLDADURA FUERTE

---

Los aceros para herramientas se caracterizan por tener una alta dureza y una alta resistencia, por ello, estos aceros suelen ser utilizados en la fabricación de herramientas de corte. Debido a que no existe ningún tipo de acero para herramientas en el cual se combinen todas las propiedades requeridas, los carburos cementados se presentan como un interesante complemento. De este modo, los cermetes usados en la fabricación de herramientas se van a encontrar, de un modo u otro, soldados al acero del cuerpo de la herramienta. Debido a las tensiones residuales y defectos en la microestructura que se originan en el enfriamiento tras estos procesos, se descarta la posibilidad de usar técnicas de soldadura que impliquen fusión de los materiales. Este problema se solventa con el empleo de procesos de unión en estado sólido, como es el caso de la soldadura fuerte.

Las tensiones residuales generadas en el enfriamiento de la junta de unión debido a la diferencia de propiedades entre los materiales a unir, pueden provocar pérdida de fortaleza estructural y llegar a provocar fractura. Para poder prevenir las posibles causas de estos fallos es una necesidad prioritaria evaluar, previamente al diseño de estas uniones, la magnitud y distribución de la tensión residual y los factores que la influyen.

Los métodos de simulación numérica combinados con métodos experimentales han sido ampliamente empleados para el análisis y diseño de estructuras metálicas. La aplicación del método de elementos finitos (MEF) en la predicción de tensiones residuales y deformación de los componentes generadas tras el proceso de soldadura, es un procedimiento muy útil para poder explicar algunos de los complejos fenómenos que tienen lugar en las uniones soldadas y para poder predecir con más exactitud dónde se producirá el inicio de fractura. De este modo, el empleo de estos métodos numéricos puede llegar a jugar un importante papel en el desarrollo e innovación del diseño y optimización de uniones soldadas.

#### Objetivos

El objetivo de esta Tesis es la optimización del proceso y de los parámetros geométricos implicados en la soldadura heterogénea brazing acero/cermet. Para ello se lleva a cabo el estudio mediante MEF de la influencia, sobre la distribución de tensiones residuales, de dos variables, la



temperatura de soldeo y el espesor de gap. Posteriormente, se realizan ensayos experimentales de soldaduras brazing con los que validar los resultados y las predicciones de la simulación. De igual manera se lleva a cabo un estudio experimental microestructural, composicional y de resistencia mecánica para diferentes temperaturas de soldeo.

### Procedimiento experimental

Un método comúnmente utilizado para la simulación de tensiones residuales en uniones brazing es simular el enfriamiento desde una temperatura de soldeo máxima a la que se supone estado libre de tensiones hasta temperatura ambiente. La simulación inicial fue llevada cabo para condiciones de enfriamiento desde 875 °C hasta temperatura ambiente para la unión WC–10Co/BAg-5/90MnCrV8 con gap de 0.7 mm. En ella se realizó un profundo análisis de las deformaciones y tensiones residuales generadas durante el enfriamiento. Tras este estudio, y para poder determinar la influencia de la variable temperatura de soldeo, se simularon enfriamientos desde siete valores de temperatura diferentes, desde 785 a 925°C. De igual modo, el estudio de la influencia de la variable espesor de gap fue realizado para ocho diseños diferentes, para valores desde 0.25 a 1.15 mm. La malla fue generada en base a un modelo bidimensional de deformación plana mediante elementos cuadriláteros de cuatro nodos, adecuados para estados de deformación causados por la aplicación de cargas térmicas. La malla, tras un adecuado estudio de convergencia, fue construida en base a 23000 elementos. En el estudio se asumió un comportamiento isotrópico y el elasto-plástico de los componentes. Se consideraron como propiedades dependientes de la temperatura, el módulo de Young, el límite elástico, el calor específico y la conductividad térmica. Las tensiones longitudinales y transversales,  $\sigma_x$  y  $\sigma_y$ , y la tensión a cortadura  $\tau_{xy}$  fueron obtenidas como componentes de la tensión residual en la dirección X, dirección Y y plano XY respectivamente.

Los materiales usados en este estudio fueron un acero de herramientas para trabajado en frío (90MnCrV8) y WC-Co (10% en peso). El material de aporte empleado en este trabajo es una aleación base plata con denominación BAg-5 cuya composición química es 49.4% Ag, 28.5% Zn, 20.1% Cu y 2.0% Ni. Esta Ale acción fue seleccionada como metal de aporte por su buena solubilidad en estado sólido con ambos materiales a unir.

Para la realización de los ensayos de soldadura se utilizaron probetas cilíndricas de dimensiones: WC–10Co ( $\varnothing=9.6$  mm x h=25.4 mm) y acero ( $\varnothing_e=20.8$  mm x h=40mm,  $\varnothing_i=11$  mm x h=4 mm). El espesor de gap entre el acero y el carburo será de 0.2 mm en la base y 0.7 mm en el lateral del carburo.

Las uniones fueron realizadas en un horno de inducción de alta frecuencia (AEM Servosis). El sistema de calentamiento está formado por un generador electrónico de alta frecuencia para calentamiento inductivo de metales (AEM GI-8 kW). Las temperaturas de soldeo fueron establecidas desde 750 a 875 °C, con incrementos de 25°, y para tiempos de 8min. Las superficies analizadas para la evaluación microestructural fueron obtenidas por corte transversal a la línea de soldadura y preparadas por métodos metalográficos convencionales (embutición, desbaste, pulido y ataque con reactivo Nital (2% HNO<sub>3</sub>). El estudio microestructural fue realizado mediante microscopía electrónica de barrido y análisis EDX con detección de ligeros (microscopio SEM-JEOL JSM 6400). Las uniones fueron caracterizadas mecánicamente mediante ensayos de cizalladura y dureza. Los ensayos de cizalla fueron realizados en una máquina universal de ensayos, Servosis MIC- 1000 (10 Tn), utilizando una velocidad de sollicitación de 1kN/s.

### Resultados y discusión

Todas las simulaciones desarrolladas bajo las diferentes condiciones de temperatura y gap expuestas, presentaron una distribución similar de las tensiones residuales. El metal de aporte se encuentra sometido a altas tensiones a tracción longitudinales a la unión, generándose un gran gradiente de tensión en la interfase con el carburo. Las tensiones normales máximas a tracción están localizadas en la interfase cermet/aporte en la superficie de la unión, donde además se concentran máximos (-) de tensión a cortadura sobre el aporte. Los valores máximos de tensión a cortadura (+) se localizan en el codo interno de la unión junto al codo del carburo en su base. Esta situación resulta crítica para este tipo de disposiciones ya que las tensiones a tracción presentan riesgo de generar fallo, inicio de fractura, produciéndose una rápida propagación de la fractura a través del metal de aporte, en su intercara con el cermet, al superar su límite elástico. El resultado es una zona crítica susceptible de fallo. Respecto a la tensión a cortadura (+) en el codo interno, la situación resulta también crítica en todos los casos ya que los grandes valores de tensión a cizalla llegan a afectar a la región del acero, produciendo su deformación plástica. Esta distribución de tensiones es debida a la diferencia del coeficiente expansión térmica del acero que es muy superior al del cermet.

La influencia del espesor de gap en las tensiones residuales muestra que, para gap extremadamente pequeños, la deformación producida es muy grande, de modo que supone una mayor dificultad a la hora de liberar tensión y es por ello que se produce un incremento en las tensiones residuales. Los resultados ponen de manifiesto que el cómputo de tensiones residuales se minimizan para valores de gap entre 0.5 - 0.7 mm.



La influencia de la variable temperatura no es tan destacable, implicando en cualquier caso un leve incremento de las tensiones residuales a mayor temperatura. Sin embargo, dado que la temperatura es un parámetro que no solo incrementa las tensiones residuales si no que también favorece el grado de reacción, la resistencia de la unión puede ser optimizada en base a este parámetro de proceso.

La formación de capas de reacción durante el proceso de soldeo brazing es una consecuencia del proceso de difusión que no ha sido considerado en la simulación. Estos procesos de difusión se encuentran favorecidos a alta temperatura y pueden originar la formación de intermetálicos frágiles en las interfases.

El estudio microestructural de las uniones obtenidas para diferentes temperaturas muestra una distribución relativamente uniforme asociada con una progresiva reacción de las interfases. Un incremento de la temperatura brazing implica un aumento de los fenómenos difusivos a través de las interfases, lo que conlleva un aumento de la zona de reacción. Altas temperaturas brazing producen grandes modificaciones microestructurales tanto en la interfase acero/aporte como cermet/aporte. Los análisis EDX de las fases encontradas en la intercara acero/aporte y WC-10Co/aporte, respectivamente muestran que los elementos constituyentes del aporte difunden hacia el cermet y de igual manera el Fe procedente del acero difunde a través del aporte alcanzando la interfase del carburo. Las zonas oscuras encontradas en el aporte están asociadas a fases ricas en Cu y las zonas blancas con fases ricas en Ag. Respecto a la interfase aporte/acero, se comprueba que los elementos del metal de aporte también difunden en el acero mientras que el Fe difunde hacia el aporte. Se observa que la difusión de la Ag tiene lugar a través de los límites de grano del acero (zonas blancas). Incrementando la temperatura del proceso estas zonas blancas ricas en Ag tienden a desaparecer siendo desplazadas por fases intermetálicas de Fe.

Los resultados del ensayo de cizalla, sobre las probetas seccionadas muestran que un aumento en la temperatura de soldeo no implica necesariamente un aumento de la resistencia de la unión. A la hora de favorecer los fenómenos difusivos es necesaria una cierta temperatura, pero un exceso debilitaría la unión debido a la formación de compuestos intermetálicos en las intercaras. La máxima resistencia a cizalladura se obtiene para la temperatura de 800 °C, estabilizándose las tensiones para temperaturas superiores. Por un lado las capas de reacción estarán más ancladas pero por otro lado se formarán fases frágiles que debilitarán la tenacidad de la unión. La presencia de hierro en la estructura del cermet puede suponer un debilitamiento de la unión y por otro lado, la difusión del Fe reduce la ductibilidad del aporte, reduciendo su capacidad para actuar de

intermediario, lo que conlleva un incremento en las tensiones internas y por tanto uniones menos resistentes.

El fallo se produce inicialmente de forma dúctil en la intercara acero/aporte, propagándose rápidamente de forma frágil por fallo de la intercara carburo/aporte zona que presenta la mayor diferencia de dureza.

### Conclusiones

Los resultados de la experimentación y de la simulación muestran una buena concordancia, por lo que se puede afirmar que la simulación por elementos finitos es una herramienta efectiva para predecir la distribución de tensiones residuales. En base a los resultados, se pueden establecer las siguientes conclusiones:

- (1) Las tensiones residuales generadas durante el enfriamiento tras el proceso de soldadura son lo suficientemente altas como para deteriorar gravemente las propiedades mecánicas de las uniones acero/cermet. Estas tensiones residuales están causadas por la diferencia de coeficiente de expansión térmica entre el acero y el carburo.
- (2) Las tensiones longitudinales juegan un papel principal en la resistencia de la unión siendo las tensiones a tracción las responsables de la fiabilidad de la misma al afectar al material con peores propiedades mecánicas, el metal de aporte. La tensión máxima a tracción está localizada sobre el metal de aporte y el cermet en su interfase de la superficie. Esta misma región soporta máximos negativos de tensión a cortadura. La máxima tensión a cortadura en el codo interno de la unión llega a afectar al acero provocando su deformación plástica. Ambas situaciones concluyen que estas zonas son zonas críticas susceptibles de fallo.
- (3) Los resultados experimentales confirman un aumento de la resistencia a cizalla de la unión al aumentar la temperatura. Sin embargo, un exceso de temperatura favorece procesos difusivos provocando la formación de compuestos intermetálicos que debilitarían la unión. La máxima resistencia de la unión 90MnCrV8/WC-10Co fue obtenida empleando una temperatura de soldeo brazing de 800 °C. El fallo se produjo en la interfase acero/aporte con progreso a través de la interfase aporte/WC-10Co.
- (4) Los resultados de simulación confirman que el espesor de gap presenta una gran influencia en la distribución de las tensiones residuales generadas. Existe un gap óptimo, entre 0.5 - 0.7 mm, para el cual las tensiones residuales se minimizan. La variable temperatura presenta un efecto menor en el incremento de tensiones.





## **ANEXO III**

### **NUMERICAL SIMULATION OF HETEROGENEOUS JOINTS HIGH STRENGTH STEEL/ HARD METAL BY BRAZING WELDING**

---

The advantages of tool steel are its mechanical resistance and hardness. These steels are used the manufacture of cutting tools. Because no single tool material combines all of the required properties, an important challenge in the design and processing of engineering materials is to combine incompatible properties of materials in the same component. One of the materials that could complement tool steels may be cermets. Cemented carbides used in tool making are mostly joined in one way or another to a steel tool blank. The different thermal stresses during the cooling step of this process and the damage to the microstructures in the materials rule out the possibility of using fusion welding techniques. To overcome these problems, bonding processes in solid state, such as brazing, are used.

Residual stresses are generated in a brazed joint due to the material mismatch between materials, which can decrease the structural strength and finally fracture. In order to prevent the possible root causes of these fails, it is deemed necessary to estimate the magnitude and the distribution of the residual stress and discussing the influencing factors on the early design of these dissimilar joints.

Numerical simulation methods combined with experiments have been widely used for the analysis and design of metal structures. The application of finite element methods (FEMs) to predict post-joint residual stresses and final distortion of the component can be used to explain some complex phenomena in joint processes and can result in considerable advances in the design and parameter optimization of joint structures.

#### **Main goals**

The aim of this Thesis is to optimize geometrical parameters and brazing technology. The residual stress distribution in tool steel/ cermet dissimilar joints is simulated at different brazing temperatures and brazing gaps to analyze its effects. Subsequently, joints were brazed at the simulated temperature of 875 °C in order to compare the experiments and the finite element predictions. Microstructural, chemical composition and mechanical property changes were also evaluated at different temperatures.

## Experimental procedure

A common method concerning the simulation of brazed residual stress is to simulate the cooling from an assumed stress-free brazing temperature to room temperature. The initial simulation was carried out by estimating the strain and the residual stress distribution during cooling from 875 °C to room temperature with respect to a WC–10Co/BAg-5/90MnCrV8 joint with gap of 0.7 mm. Afterwards, in order to investigate the effect of brazing temperature, it were simulated seven temperatures, from 785 to 925 °C. The effect of the brazing gap on the residual stress were investigated with eight models, from 0.25 to 1.15 mm. The mesh was generated by choosing a 2D plane strain model with quadrilateral elements with four nodes which are suitable for deformation states caused by the application of thermal loads. The mesh, after a convergence analysis, were determined to contain 23000 elements. In this study all the components are assumed to be isotropic and elasto-plastic. The Young's Modulus, yield strength, specific heat and heat conductivity are assumed to be temperature dependent. Longitudinal stress  $\sigma_x$ , transverse stress  $\sigma_y$  and shear stress  $\tau_{xy}$  are obtained as residual stress components in the X-axis direction, Y-axis direction and XY-plane, respectively.

The materials used in this study were commercially cold work tool steel (90MnCrV8) and WC-Co (10 wt%). The filler metal used in this work is the silver base alloy BAg-5 for which the chemical composition is 49.4 wt% Ag, 28.5 wt% Zn, 20.1 wt% Cu and 2.0 wt% Ni. This alloy was selected as a filler metal because of its good mutual solid solubility with both joint materials.

Cylindrical specimens of WC–10Co ( $\varnothing=9.6$  mm x h=25.4 mm) and tool steel ( $\varnothing_e=20.8$  mm x h=40 mm,  $\varnothing_i=11$  mm x h=4 mm) formed the brazed joint. The brazing gap between the steel and the cermet is 0.2 mm at the bottom and 0.7 mm around.

The brazed joints are produced in an induction furnace (AEM Servosis). The heating system consists of an electronic high frequency generator for inductively heating metal (AEM GI-8kW). The brazing temperature is set from 750 to 875 °C, by increments of 25°, for brazing time of 8 min. For evaluation of the joint microstructural changes, the brazed joints were sectioned transversely to the bond line, ground, polished and etched in a Nital solution (2 vol% HNO<sub>3</sub>). The microstructure was evaluated using a scanning electron microscope (SEM- JEOL JSM 6400) equipped with a Link EDX microanalyser. The mechanical properties were evaluated by shear and hardness tests. Universal testing equipment, (10 Tn) Servosis MIC-1000, was used for the shear tests, using 1 kN/s.

## Results and discussion

All of the simulations developed under different conditions of brazing temperature and gap, presented a similar stress distribution. In the filler metal, the longitudinal stress has high tensile values. There is a great stress gradient at the interface cermet/filler. The maximum tensile stresses are located at the free surface of the joint in the interface cermet/filler. At this location also maximum shear stress (-) occurs. The maximum shear stresses  $\tau_{xy}$  (+) are found in the lower inner area cermet. This situation would be critical for this type of arrangement because high tensile stresses would potentially generate failure points of the joint, growing rapidly through the filler metal, through interface with cermet, and exceeding the yield strength of the filler metal. These distributions are due to the thermal expansion coefficient of the steel being higher than that of the cermet. The presence of maximum tensile stress at the cermet and metal filler interface near to the free surface of the join may induce fracturing in the filler near to the interface or along the ceramic/filler metal interface. The result is a critical zone susceptible to failure. For shear stresses, the situation is also critical in all cases and the maximum values (+) are located along the joint in the lower inner area affecting to the steel. At this location, plastic strain occurs in steel.

The effect of brazing gap on the residual stress shows that for a very small brazing gap, the deformation is very large, which brings more difficulty to the stress relief and causes an increase on residual stress. The residual stress decreases for values of gap between 0.5 - 0.7mm.

The effect of temperature brazing is not such remarkable. Higher temperatures involve slightly increase on residual stress. However, the brazing temperature is a parameters which not only can increase the residual stress but can also increase the reaction grade. Therefore, the increase in brazed joint strength can be achieved by optimizing the brazing condition.

The formation of reaction layers during the brazing process as a consequence of diffusion processes is not considered in the simulation. The diffusion process, which is favoured to high temperature, can cause the formation of fragile intermetallic compounds on the interfaces. These reaction compounds together with the residual stress caused by the thermal expansion mismatch between WC-10Co and the steel can decrease the brazed joint strength.

Interfacial microstructures of all joints obtained at different temperatures have a relatively uniform distribution associated with a uniform interfacial reaction. By increasing brazing temperature, diffusion processes are promoted, which involves the growth of reaction zones originated by the diffusion of elements across the joint interface. Higher brazing temperatures produce higher microstructural modifications in both steel/filler metal and cermet/filler metal. EDX analysis of the



composition of the different zones in the interfaces show that the alloy elements of the filler metal diffuse up to the WC–10Co and Fe diffuses across the filler metal to the furthest areas from the steel side, and reaches the WC–10Co. The dark zones at the filler are associated with Cu rich phases and the white zone with Ag rich phases. Regarding the filler/steel interface, it can be seen that the elements of the filler metal also diffuse into the steel while the Fe diffuses into the filler. It can be seen that the diffusion of Ag takes place through the steel grain boundary (white zones). By increasing the temperature of the process, these Ag rich white zones tend to disappear, becoming the spaces occupied by iron intermetallic phases.

In the results of the shear test carried out on the chopped brazed joints can be observed that an increase in the brazing temperature does not always imply an increase in shear strength of the joint. In order to promote the diffusive phenomena a certain time is necessary, but excess temperature weakens the interfaces due to the formation of inter-metallic compounds in the bonding interfaces. The maximum shear strength is achieved for temperature values 800 °C. For brazing temperature above 800° the shear values are stabilized. On the one hand, the reaction layers are more anchored. On the other hand, brittle phases are formed which decrease the tenacity of the joint. Fe penetration into the WC–10Co structure can be detrimental to the toughness of the joint. The diffusion of Fe reduces the ductility of the filler, resulting in the relaxation capacity of the interlayer being decreased and the internal stresses increased. As they are not relieved, the bonded joint strength falls. The failure initially shows a ductile fracture mechanism, and it always takes place through the interface filler/steel, spreading rapidly at the interface WC-Co/ filler by a fragile fracture mechanism.

### Conclusions

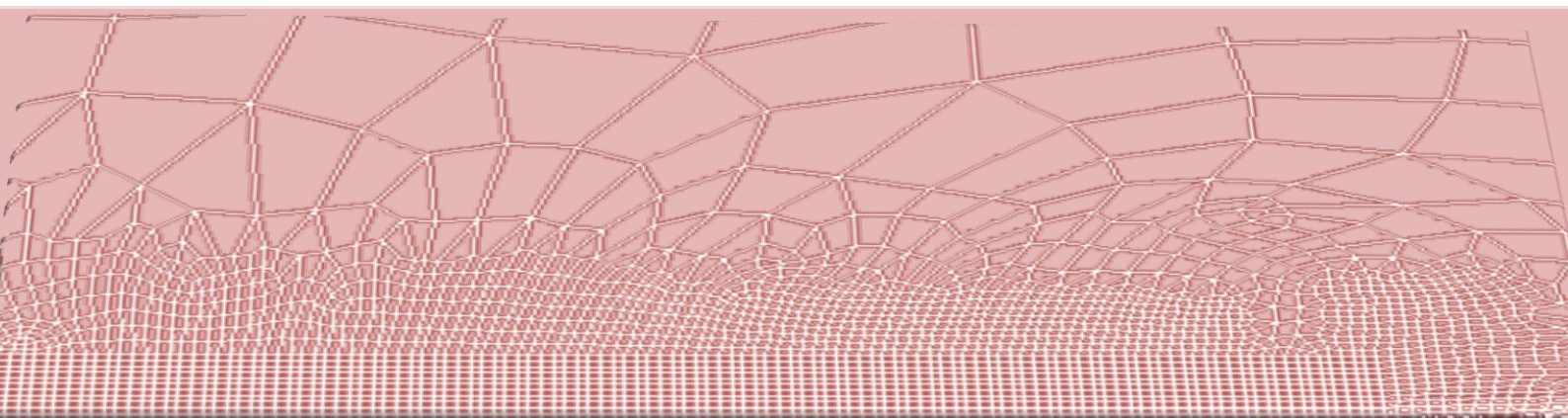
The results of the experiments and the FEM show good agreement, so FEM simulation is an effective method to predict stress distribution. Based on the results, the following conclusions can be drawn as follows:

- (1) The residual stresses developed during the cooling process are sufficiently high to deteriorate severely the mechanical properties of the ceramic/metal brazed joints. These residual stresses are caused by the thermal expansion mismatch between WC– 10Co and steel.
- (2) The longitudinal stress plays the main role on the strength of the middle joint. The tensile stress plays the main role on the reliably joining, affecting to the weakness material, the metal filler. The maximum tensile stress is located at the cermet and metal filler interface near to the free surface.

The maximum shear stresses in the lower inner area cermet along the joint, affects to the steel and plastic strain occurs in steel. Both situations results in critical zones susceptible to failure.

(3) The expected improvement in the shear stress of the joints with lower residual stress, obtained with increased brazing temperature, was confirmed by the experimental results. However, an excessive brazing temperature favours diffusive processes causing intermetallic compound formations which will be responsible for the lack of adhesion in the joint. The high strength of the 90MnCrV8/WC–10Co joints was achieved using a brazing temperature of 800 °C. The failure takes place through the interface filler/steel and progresses to the interface filler/WC–10Co.

(4) The brazing gap significantly affects the residual stress distribution. There is an optimal brazing gap, 0.5 - 0.7 mm, which involves lower residual stress simulations. Brazing temperature has a small impact on residual stress.





UNIVERSIDAD  
**COMPLUTENSE**  
MADRID